

Міністерство освіти і науки України
Національний технічний університет України
"Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського"

*Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису*

КУЗІН ОЛЕГ АНАТОЛІЙОВИЧ

УДК 621.791: 621.785: 539.4

ДИСЕРТАЦІЯ

**КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ ПОВЕРХОНЬ
КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ СПРЯМОВАНИМ
ВПЛИВОМ НА СКЛАДОВІ ЇХ СТРУКТУРИ**

05.03.06 – зварювання та споріднені процеси і технології

Подається на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

О.А. Кузін

Науковий консультант: **Копилов Вячеслав Іванович**, доктор технічних наук, професор

Київ - 2021

АНОТАЦІЯ

Кузін О. А. Керування властивостями поверхонь конструкційних сталей і сплавів спрямованим впливом на складові їх структури.

Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.03.06 – Зварювання та споріднені процеси і технології, Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського", Київ, 2021.

Дисертаційна робота присвячена питанням підвищення опору до утворення міжзеренних пошкоджень та інтеркристалітного руйнування зварювальних сплавів керуванням структурно-енергетичним станом границь зерен з врахуванням впливу структурної спадковості, легування, мікролегування, термічної обробки, а також технологічних, експлуатаційних та структурних чинників.

Розроблено і впроваджено в практику принципи використання системних підходів для фізичного обґрунтування вибору оптимальних режимів методів інженерії поверхні при реалізації технологій зварювання, поверхневого зміцнення, термічної обробки в залежності від умов експлуатації виробів. В їх основі закладені системні, континуальні і енергетичні моделі будови сплавів, які представляються у вигляді цифрових двійників структури полікристалічних виробів.

Використання методів ієрархічного моделювання і обчислювального матеріалознавства дозволяє проектувати технології створення виробів із заданим життєвим циклом шляхом вибору оптимальних параметрів енергетичного стану поверхонь поділу структурних складових.

Актуальність теми. Розвиток цифрового машинобудування вимагає розробки і використання міждисциплінарних концепцій і моделей поведінки неоднорідних матеріалів при дії технологічних і експлуатаційних навантажень. У зв'язку із цим, проблема створення внутрішніх та зовнішніх поверхонь поділу із заданими термодинамічними, фізичними і механічними

характеристиками займає одне із провідних місць у технологічних процесах обробки матеріалів. Важливе значення у проектуванні технологій формування заданого структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен має виявлення зв'язку між результатами цифрового представлення структури сплавів і моделями їх поведінки.

Управління структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь поділу вимагає врахування багаторівневого характеру їх структури, наявності в ній різноякісних елементів, що характеризують атомно-кристалічну і дефектну будову.

В багатьох випадках руйнування конструкцій при дії силових навантажень відбувається внаслідок появи пошкоджень і їх розвитку на границях і потрійних стиках зерен.

Прогнозування поведінки полікристалів робить необхідним встановлення взаємозв'язку між структурою, енергетичними параметрами поверхонь поділу зерен, фізичними властивостями і факторами, що визначають опір утворенню міжзеренних пошкоджень.

Моделі, які на даний час використовують для оцінки впливу внутрішніх поверхонь поділу сплавів на їх властивості можуть давати результати тільки в окремих випадках. Тому існує гостра необхідність розробки і застосування системних методів, приданих для вирішення таких складних завдань міждисциплінарного характеру, як керування структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь поділу.

У зв'язку з цим набуває важливого значення розробка і використання нових підходів до моделювання і аналізу механічної поведінки внутрішніх граничних зон з врахуванням їх енергії. Розробка таких підходів дозволяє вирішувати актуальну науково-технічну проблему підвищення міцності та довговічності металічних матеріалів. Їх розвиток дає можливість проводити наукове обґрунтування технологічних рішень по підвищенню опору до утворення міжзеренних пошкоджень і тріщин в деталях, що працюють в умовах інтенсивних навантажень.

Метою роботи є створення наукових основ, моделей та методів управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу структурних складових при отриманні виробів з підвищеними параметрами надійності з врахуванням умов їх експлуатації.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше запропоновані наукові основи і експериментально обґрунтовано концептуальний підхід вибору раціональних технологій обробки деталей шляхом використання сукупності системних, енергетичних та градієнтних моделей в якості цифрових двійників структури поверхонь поділу для отримання виробів із заданим життєвим циклом.

2. На основі розвитку наукових принципів системного аналізу проведено фізичне обґрунтування оптимальних режимів методів інженерії поверхні для формування структури, яка за своєю організацією відповідає умовами експлуатації виробів. Розроблена методологія побудови ієрархічних моделей структури полікристалічних металічних матеріалів, створено алгоритми для визначення взаємозв'язків між властивостями і структурно-енергетичним станом локальних об'ємів сплавів, який формується при технологічних обробках.

3. З використанням енергетичного підходу опису континуальних нелокальних середовищ побудовані математичні співвідношення моделі полікристалічних систем. Показано, що на схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування сплавів мають вплив не тільки абсолютні значення параметрів властивостей мікрооб'ємів, але і їх градієнт.

4. На основі розроблених градієнтних моделей поверхонь поділу було встановлено, що в залежності від кутів між поверхнями поділу у стиках зерен, змінюється структурно-енергетичний стан даної області та його здатність до утворення мікродефектів. При величинах кутів в межах $130^\circ \dots 140^\circ$ маємо незначну здатність до утворення мікродефектів, а при $140^\circ \dots 180^\circ$ – формуються зони з високою спроможністю до утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування при дії навантаження.

5. Використання побудованих моделей дозволило запропонувати розрахунково-експериментальний метод оцінювання впливу розмірних

характеристик кристалітів, які утворюють поверхні поділу, на рівень зернограничної енергії, кількісних параметрів полікристалів на утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування виробів.

6. Встановлено вплив кількісних характеристик мікроструктури на міжзеренне руйнування сталей. Наявність в структурі до 5% зерен, які відрізняються на три номери еталонної шкали, посилює схильність сталей до утворення міжзеренних пошкоджень та відпускнуї крихкості. Найменша частка інтеркристалітного сколу виявлена в зразках при відсутності різнозернистості. При появі в структурі понад 10% зерен, що відрізняються на 1..2 номери, в зломі спостерігається 50..70% міжзеренного руйнування. Показано, що сталь 40Х є більш чутливою до утворення потрійних стиків з високим градієнтом енергії при термічній обробці, ніж сталі 40ХНМ і 40ХС.

7. З використанням розроблених в роботі модельних уявлень запропоновано кількісний критерій оцінки схильності сталей до міжзеренного руйнування при дії зовнішніх навантажень. Встановлено, що при значенні континуального критерія зміни мікротвердості до 3000 частка міжзеренного сколу є невеликою, від 3000 до 6000 стабільною (10..12 %), а понад 6000 – катастрофічною. Визначено, що зміна властивостей покращувальних сталей при розвитку відпускнуї крихкості залежить від енергетичних параметрів внутрішніх поверхонь поділу. Збільшення інтенсивності зношування сталей 40ХНМ, 40Х і 40ХС відповідно на 7%, 14% і 38% після окрихчення пропорційне частці потрійних стиків зерен з високим градієнтом енергії, що знаходиться в кореляції з кількістю міжзеренного руйнування в зразках, які випробовувані на ударний згин.

8. Після плазмового зміцнення в поверхневому шарі коліс локомотивів формується градієнтна структура, властивості якої суттєво відрізняються в різних зонах. Локальні зони поверхневого зміцнення, що містять поверхні поділу з близькими значеннями зернограничної енергії, характеризуються більш високим опором до утворення розсіяних пошкоджень, мікроскопічних тріщин і зношування. Зародження тріщин після плазмового зміцнення відбувається в зонах, де присутні поверхні

поділу, в яких зерногранична енергія наближається до поверхневої енергії утворення тріщини.

9. Дослідження нероз'ємних з'єднань рейок Р65 після термітного зварювання показали розвиток значної структурної неоднорідності в зоні литого металу. Утворення дефектів в підшвах нероз'ємного з'єднання рейок в значній мірі пов'язано з впливом енергетичних характеристик поверхонь поділу і стиків зерен на формування розсіяних і локалізованих пошкоджень при зварюванні. Наявність поверхонь поділу в потрібних стиках зерен з великою різницею енергій сприяє переходу від розсіяних пошкоджень до локалізованих поперечних тріщин і їх поширенню в пошкодженій середовищі нижньої частини нероз'ємного з'єднання рейок при термітному зварюванні.

10. Запропоновані нові методологічні підходи зернограничного конструювання структури дозволили визначити шляхи управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу при використанні технологій зварювання, термічної обробки, легування, мікролегування та поверхневого зміцнення, що забезпечують підвищення параметрів довговічності, ресурсу і безвідмовності виробів при зменшенні вартості їх життєвого циклу.

Положення, які виносяться на захист.

На захист виносяться концепція, методи, моделі і результати аналізу впливу технологічних процесів на опір до утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітних тріщин при експлуатації.

1. Концепція – новий підхід до підвищення експлуатаційної надійності полікристалічних систем шляхом вибору оптимальних параметрів енергетичного стану поверхонь поділу структурних складових з врахуванням розподілу напружень і деформацій.

2. Методи обчислювального матеріалознавства для уточнення комплексу властивостей у вихідних даних розрахункового обґрунтування надійності і працездатності (CAE) цифрового машинобудування для підвищення точності аналізу процесів отримання і експлуатації виробів.

3. Розроблені ієрархічні, енергетичні і градієнтні моделі поверхонь поділу структурних складових і алгоритми аналізу міцності поверхонь поділу зерен полікристалічних систем в залежності від технологічних процесів обробки (легування, мікролегування, лиття, термічної обробки, зварювання, поверхневого зміцнення, різання), а також отримані за їх допомогою оцінки і закономірності утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітних тріщин при дії силових навантажень.

4. Результати експериментальних досліджень локальних об'ємів зерен, на основі яких розроблено критерій схильності до міжзеренного руйнування сплавів. У відповідності з кількісними характеристиками градієнта зміни властивостей поблизу внутрішніх поверхонь поділу полікристалічні матеріали мають низьку, стабільну і катастрофічну схильність до міжзеренного руйнування.

5. Вплив зернограничних виділень на інтеркристалітне руйнування сталей. Геометрична форма часточок визначає механізми руйнування на мезорівні – відшарування по поверхнях матриця-сферичний карбід або розтріскування пластинчастих виділень. Збільшення густини карбідів несферичної форми сприяє утворенню міжзеренних пошкоджень. Модифікація приграничного шару при введенні мікродобавок підвищує опір інтеркристалітному сколу сталей.

6. Нові підходи управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен структурних складових при використанні технологій термічної обробки, легування, мікролегування, поверхневого зміцнення, зварювання забезпечують підвищення параметрів надійності виробів при зменшенні вартості їх життєвого циклу.

Практичне значення одержаних результатів. Практичне значення полягає у визначенні впливу кількісних характеристик мікроструктури і енергетичного стану поверхонь поділу на утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування сплавів при виборі раціональних технологій інженерії поверхні, що використовуються для обробки деталей.

Запропоновано комплексне мікролегування бором і РЗМ, яке за рахунок зміни структурно-енергетичного стану поверхонь поділу структурних складових, забезпечує підвищення прогартовуваності, опору крихкому руйнуванню, зменшує схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і відпускнуї крихкості покращувальних сталей.

Представлені рекомендації по підвищенню фізико-механічних властивостей сталей регулюванням параметрів поверхневих зон, які реалізовані в енерго- і ресурсозберігаючих технологіях підвищення зносотривкості і довговічності деталей машин. Розроблено нові машинобудівні сталі (АС 985128, 1073323, 1560609, 1693087, патенти Росії 2016126, 2016124, патенти України 3085, 3086), а також технологічні процеси їх термічної обробки.

Вибір раціональних режимів технологічних обробок дозволив зменшити на 40% дефектність нероз'ємних з'єднань підосв рейок при термітному зварюванні, збільшити на 50...80% зносотривкість гребенів бандажів коліс локомотивів після плазмового зміцнення. Розроблено режими технологічної обробки для отримання виробів з підвищеною експлуатаційною надійністю, запропоновано науково обґрунтовані рішення при аналізі причин виходу з ладу високонавантажених конструкцій.

Отриманий в роботі критерій міжзеренної міцності використовується при аналізі причин руйнування залізничних конструкцій у Львівському науково-дослідному інституті судових експертиз. З його застосуванням проводиться оптимізація технологій виготовлення деталей візків трамвайних вагонів (ТзОВ «Інтерпет») і комбінованих агрегатів обробки ґрунту (ТзДВ «Львівський завод фрезерних верстатів»), які працюють в умовах інтенсивних динамічних і контактних навантажень.

Результати роботи впроваджено у навчальний процес.

Ключові слова: зварювання, легування, мікролегування, термічна обробка, плазмове зміцнення, інженерія поверхні, зернограничне конструювання структури поверхонь, окрихчення, холодноламкість, інтеркристалітне руйнування.

Kuzin O.A. Control of surface properties of structural steels and alloys by directed influence on the components of their structure.

Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Technical Sciences in specialty 05.03.06 - Welding and related technologies, National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute ", Kyiv, 2021.

The dissertation is focused on increasing the resistance to inter-grain damage development and internal crystalline fracturing of welding alloys by controlling the structural and energetic state of grain boundaries taking into account the influence of structural heredity, alloying, micro-alloying, heat treating, as well as technological, operational and structural factors.

Principles of utilizing systemic approaches for physical justification of optimal regimes of surface engineering methods from the perspective of implementation of welding technologies, surface hardening, and heat treating depending on the part operating conditions have been developed and put into practice. They are based on system, continuum and energy models of alloy structures represented as digital twins for the polycrystalline parts structure.

The combination of hierarchical modelling and computational materials science methods makes it possible to design technologies allowing manufacturing of parts with a given life cycle by selecting optimal parameters of the energy state of structural component interface layers.

Actuality of the theme. The advancement of digital mechanical engineering requires the elaboration and employment of interdisciplinary concepts and models regarding the behaviour of heterogeneous materials under the influence of technological and operational stresses. In this respect, the problem of creating internal and external interface layers with pre-set thermodynamic, physical and mechanical characteristics holds one of the leading places in technological processes of materials processing. An essential significance in designing technologies allowing forming the given structural and

energetic state of grain interface layers is the identification of correlations between the results of digital representation of alloy structures and models of their behaviour.

Controlling the structural and energy state of the internal interfaces requires taking into account the multilevel nature of their structure, the presence in it elements of different quality that characterize the atomic-crystalline and defect structure.

In many instances, structures are subject to a breakdown due to the occurrence and development of damages at grain boundaries and ternary joints.

Forecasting the polycrystalline behaviour makes it vital to establish the relationship between the structure, energy parameters of grain boundaries, physical properties as well as factors determining the resistance to inter-grain damage formation.

Currently, the models used for assessing the influence of internal interface layers of alloys on their properties can yield results only in particular cases. Therefore, there is an urgent exigency to develop and apply systematic methods aimed at solving such complex interdisciplinary problems as controlling the structural and energetic state of internal interface layers.

In this regard, the developing and utilizing of new approaches to modelling and analysing the mechanical behaviour of internal boundary regions, taking into account their energy, acquires a significant relevance. The development of such approaches enables solving urgent scientific and technical problems of increasing the strength and durability of metallic materials. Their further improvement provides an opportunity for scientific substantiation of technological solutions aimed at increasing the resistance to inter-grain damages and fractures formation in parts operated under intensive loads.

The paper objective is to lay scientific grounds, models and methods for controlling the structural and energetic state of interface layers of structural

components for receiving parts with increased reliability parameters and due regard to their operating conditions.

The scientific novelty of the results is as follows:

1. A scientific basis and experimentally substantiated conceptual approach of choosing effective technologies for processing parts by using a combination of system, energy and gradient models as digital twins of the interface layer structure to produce parts satisfying a certain lifecycle has been proposed for the first time.

2. Based on the extension of scientific principles of system analysis, a physical justification of optimal regimes of surface engineering methods applied to form a structure, which organization matches the operating conditions of parts has been carried out. A methodology for building hierarchical models of the structure of polycrystalline metallic materials has been worked out, and algorithms have been created to determine the relationships between the properties and structural and energetic state of alloy local volumes formed during technological processing.

3. Mathematical relations of a polycrystalline system model have been derived using the energy approach to the description of continuum nonlocal media. It has been shown that not solely the absolute values of micro-volume property parameters but also their gradient jointly affect the propensity to form inter-grain damages and fracture in alloys.

4. Taking into account the elaborated gradient models of interface layers, it has been proved that, depending on the angles between interface layers at grain contacts, structural and energetic state of this region promotes generation of micro-defective changes. At angles values ranging within $130^\circ \dots 140^\circ$ we have noted an insignificant ability to generate micro-defects, and at $140^\circ \dots 180^\circ$ regions are characterised with a high ability to produce inter-grain defects and fractures under the load.

5. The application of constructed models made it possible to propose a combination of computational and experimental methods for evaluating the

influence of crystallite dimensional characteristics formed at the interface layer on the level of grain boundary energy, quantitative parameters of polycrystals on the formation of inter-grain damages and inter-crystalline fractures in parts.

6. The influence of microstructure quantitative characteristics on inter-grain fractures in steels has been established. It follows, that the presence of up to 5% grains in the structure, which differ by three numbers of the reference scale, increases the tendency of steels to suffer an inter-grain damage and temper embrittlement. The lowest proportion of inter-grain chippings has been detected in samples showing no grain heterogeneity. When more than 10% of grains differing by 1...2 numbers are present in the structure, 50...70% of inter-grain fractures are observed in a chipping. It has been determined that 40X steel is more sensitive to the formation of ternary joints with a high energy gradient during heat treating than 40XHM and 40XC steels.

7. A quantitative criterion for evaluating the tendency of steels to generate inter-grain fractures under the influence of external loads has been proposed using model representations developed in the work. It has been ascertained that if the microhardness continuum criterion value changes up to 3000, the proportion of inter-grain chippings is small, if the value ranges from 3000 to 6000, the proportion is stable (10...12%), and if the value exceeds 6000, the proportion becomes catastrophic. It has been determined that the change in properties of hardened steels during the development of temper embrittlement depends on energy parameters of internal interface layers. The increase in wear rate of 40XHMA, 40X and 40XC steels by 7%, 14% and 38% respectively upon embrittlement is proportional to the proportion of ternary grain joints with a high energy gradient, which correlates with the number of inter-grain fractures in samples tested for impact bending.

8. Following plasma hardening, a gradient structure is formed in the surface layer of locomotive wheels, the properties of which significantly vary in different regions. Local regions of surface hardening, containing interface layers with similar values of grain boundary energy, are characterized by a higher

resistance to the formation of continuum damages, microscopic fractures and wear. Fracture initiation occurs after plasma hardening in regions containing interface layers where grain boundary energy is close to the surface energy of fracture formation one.

9. The study of permanent joints of P65 rails that underwent thermal welding has shown the development of significant structural heterogeneity in the cast metal section. The defect formation in bases of rail permanent joints is largely related to the influence of energy characteristics of interface layers and grain joints on the formation of continuum and localized damages during welding. The presence of interface layers in ternary joints of grains with a large energy difference contributes to the transition from continuum damages to localized transverse fractures and their propagation in the damaged environment of the bottom part of a rail permanent joint during thermal welding.

10. The suggested methodological approaches of grain boundary structure designing enabled determining the ways of controlling the structural and energetic state of interface layers at welding, heat treating, alloying, micro-alloying and surface hardening operations, which provide higher parameters of endurance, service life and fail-safety of parts while reducing their life cycle costs.

Statements presented for the defence.

The concept, methods, models and results of the analysis regarding the influence of technological processes on the resistance to the formation of inter-grain damages and inter-crystalline fractures during operation are presented for the defence.

1. The concept is a new approach for enhancing the operational reliability of polycrystalline systems by selecting optimal parameters of the energy state of interface layers of structural components taking into account the distribution of stresses and strains.

2. Computational materials science methods are applicable for clarifying a set of properties in the initial data of computational justification of reliability

and operability (CAE) of digital mechanical engineering to improve the accuracy of analysis of manufacturing process and use of parts.

3. Hierarchical, energy and gradient models of structural component interface layers plus algorithms for analysing the strength of polycrystalline system boundaries depending on technological processing (alloying, micro-alloying, casting, heat treating, welding, surface hardening, cutting) have been developed as well as estimates and regularities of inter-grain damage and inter-crystalline cracking under the force loads have been obtained.

4. The results of experimental studies of local grain volumes have provide for the development of a propensity criterion in regard to inter-grain damages. In accordance to the quantitative characteristics of property change gradients near the inner interface layers the polycrystalline materials demonstrate low, stable and catastrophic propensity to inter-grain damages.

5. The influence of grain boundary precipitates on the inter-crystalline damage of steels. The geometric shape of particles determines damage mechanisms at the mesolevel, i.e. delamination along the matrix-spherical carbide surfaces or cracking of lamellar precipitations. An increase in the density of non-spherical carbides contributes to the formation of inter-grain damages. The boundary layer modification with the introduction of microadditives increases the resistance to inter-crystalline chipping of steels.

6. New approaches used for controlling structural and energetic state of grain interface layers of structural components at heat treating, alloying, micro-alloying, surface hardening, welding assure increased reliability parameters of parts while reducing their life cycle costs.

Practical significance of the results obtained. Practical significance consists in determining the influence of quantitative characteristics of the microstructure and the energy state of interface layers on the formation of inter-grain damages and inter-crystalline fracture of alloys at choosing efficient surface engineering technologies used for parts processing.

Complex micro-alloying using boron and rare earth metals is proposed, which, through changing the structural and energetic state of interface layers of structural components, provides an increase in hardening characteristics, resistance to embrittlement, reduces the propensity to inter-grain damage formation and tempering embrittlement of hardened steels.

Recommendations on enhancing physical and mechanical properties of steels by regulating the parameters of surface regions, which are implemented in energy- and resource-saving technologies aimed at increasing the wear resistance and durability of machine parts, have been presented. New engineering steels (AC 985128, 1073323, 1560609, 1693087, Russian patents 2016126, 2016124, Ukrainian patents 3085, 3086) and technological processes of their heat treating have been developed.

The choice of efficient regimes of technological treatments allowed reducing the defectiveness of permanent joints of rail bases during thermal welding by 40% and increasing the wear resistance of locomotive wheel flanges after plasma hardening by 50 ... 80%. Technological treatment modes for obtaining parts with increased operational reliability have been developed and scientifically justified solutions for the analysis of causes of failure of high-loaded structures have been proposed.

The resulted criterion of inter-grain strength received in the work is used to analyse causes of failure of railway structures at the Lviv Research Institute of Forensic Expertise. The criterion is applied to optimize technologies for manufacturing of tramline car bogie parts (Interpet LLC) and combined tillage units (Lviv Milling Machines Plant ALC), which are operated under intensive dynamic and contact loads.

The work results are implemented in the educational process.

Key words: welding, alloying, micro-alloying, heat treating, plasma hardening, surface engineering, grain boundary surface structure design, embrittlement, cold brittleness, internal crystalline fractures.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. Кузін О.А. Керування властивостями мікролегованих сталей за допомогою параметрів внутрішніх поверхонь розділу / О.А. Кузін// Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2000. – № 5. – С. 101-106. *(Наукометричні бази Scopus, Web of Science)*

2. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання при дослідженні впливу параметрів зеренної структури на експлуатаційні властивості сталі/ О.А. Кузін // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №290. – Львів: Львівська політехніка. 1995. – С.35-39.

3. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури сталей під час використання інваріантних моделей/ О.А. Кузін// Вісник Державного університету «Львівська політехніка» «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні». – № 394. – Львів: Львівська політехніка, 2000. – С. 124-129.

4. Кузин О.А. Роль изменения свойств локальных объемов зерен в процессах интеркристаллитного разрушения сталей после улучшения/ О.А. Кузін// European multi science journal. – 2018. – № 15. – С. 27-29. *(Наукометрична база РИНЦ)*

5. Кузін О.А. Вплив карбідної фази на руйнування поліпшених сталей/ О.А. Кузін, Т.П. Коврова, Т.М. Мещерякова // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1999. – №2. – С. 67-70. *(Наукометричні бази Scopus, Web of Science)*

6. Кузін О.А. Особливості руйнування покращеної сталі 40Х в умовах контактної взаємодії / О.А. Кузін, С.А. Беспалов, Т.М. Мещерякова // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2001. – № 3. – С. 115-117. *(Наукометричні бази Scopus, Web of Science)*

7. Кузін О.А. Використання математичних моделей механіки для визначення оптимальних параметрів мікроструктури сплавів з підвищеною зносостійкістю/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, М.О. Кузін// Фізико-хімічна механіка матеріалів – 2009. – № 4. – С. 105–109. (*Наукометричні бази Scopus, Web of Science*)

8. Stotsko Z.A. Use of modern tribology approaches for correcting the behavior of adaptive biomechanical friction units/ Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin, M.O. Kuzin// Archives of Materials Science and Engineering. – 2018. – V. 92, I. 2. – P. 49-52. (*Наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Google Scholar, Index Copernicus*)

9. The use of mathematical and computer modeling in solving the problems of rail transport expert examination/ N. Kuzin, T. Meshcheryakova, O. Kuzin [and others]// Journal of Applied Mathematics and Computational Mechanics. – 2016. - № 15 (4). – P. 93-98. (*Наукометричні бази Web of Science, Index Copernicus, Google Scholar, POL-index, PBN, BazTech, ICM-CEON, DOAJ, CrossRef, MatSciNet, zbMath*)

10. Kopylov V. Improving contact durability of polycrystalline systems by controlling the parameters of large-angle grain boundaries/ V. Kopylov, O. Kuzin, N. Kuzin// Eastern-European Journal of enterprise technologies. – 2019. - № 5/12 (101). – P. 14-22. (*наукометричні бази Scopus, CrossRef, Index Copernicus Journals Master List, Applied Science & Technology Source*)

11. Kuzin O. Continual description of polycrystalline systems taking into account their structure/ O. Kuzin, B. Lukiyanets, N. Kuzin// Технологический аудит и резервы производства. – 2019. - № 1/1 (45). – С. 25-30. (*наукометричні бази EBSCO, Directory of Open Access Journals (DOAJ), EconBiz, IDEAS, Index Copernicus*)

12. Кузін М.О. Використання нелокальних моделей пошкоджуваних середовищ для аналізу життєвого циклу високонавантажених конструкцій/ М.О. Кузін, Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін// Вісник ОНДІСЕ. – 2019. – № 5. – С. 67-70.

13. Determination of the optimal parameters of functional gradient materials using mathematical modeling approaches/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2019. – V. 92, Issue 1-2. – P. 13-18. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

14. Analysis of friction interaction and optimization of detail surface hardening technologies using non-local mathematical models/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 100, Issue 1. – P. 21-25. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

15. The use of computational contact mechanics approaches to assess the performance of parts bearing stress concentrators/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 103, Issue 1. – P. 25-32. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

16. Кузін О.А. Вплив технологічної спадковості на параметри надійності виробів / О.А. Кузін, Я.М. Кусий, В.Г. Топільницький // Технологічний аудит та резерви виробництва. – 2015. – №1/1 (21). – С. 15-21. *(Наукометричні бази РИНЦ, Ulrich's Periodicals Directory, Index Copernicus, DRIVER)*

17. Кусий Я.М. Вплив технологічного маршруту оброблення на формування міжзеренної пошкоженості / Я.М. Кусий, О.А. Кузін, М.О. Кузін // Східно-Європейський журнал передових технологій. – 2016.

– № 1/5 (79). – С. 39-47 (*Наукометричні бази Scopus, РИНЦ, Ulrich's Periodicals Directory, Index Copernicus*).

18. Kuzin O. Analysis of technological damageability of castings manufactured in sand molds / O. Kuzin, J. Kusyi, N. Kuzin // Технологічний аудит та резерви виробництва. – 2017. – № 3 (35). – С. 17-23. (*Наукометричні бази Index Copernicus, Drive, Base, Ulrich's, Periodicals Directory, РИНЦ*)

19. Nazarovets O.B. Features of structure changing of copper wires in terms of the complex action of current and high temperatures/ O.B. Nazarovets, V.L. Gudym, O.A. Kuzin // Science and Education a New Dimension. Natural and Technical Science, III (b). – 2015. – Issue 54. – P. 47-52. (*Наукометричні бази Index Copernicus, Google Scholar, Directory of Research Journal Indexing, Ulrich's Web Global Serials Directory*)

20. Кузін О.А. Роль технологічних режимів у формуванні пошкодженості контактних пластин електровозів, отриманих методом порошкової металургії / О.С. Мінеєв, М.О. Кузін // Залізничний транспорт України. – 2015. – № 6. – С. 33-40. (*Наукометрична база РИНЦ*)

21. Фетисова М.М. Влияние состояния межфазных и межзеренных границ на склонность улучшаемых сталей к хрупкому разрушению/ М.М. Фетисова, О.А. Кузин, Т.П. Коврова // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1987. – № 19. – С.68-72.

22. Фетисова М.М. Влияние микролегирования бором и РЗМ на межзеренное разрушение улучшаемых сталей / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, Т.П. Коврова // Капиллярные и адгезионные свойства расплавов. – Киев: Наукова думка, 1987 – С.110-114.

23. Фетисова М.М. Особенности химического и фазового состава приграничных зон зерен и зернограничное разрушение улучшаемых сталей / О.А. Кузин, М.М. Фетисова, Н.Н. Рачковская, Т.П. Коврова // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1992. – №27. – С.64-69.

24. Кузін О.А. Оцінка структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу і його вплив на інтеркристалітне руйнування литих сталей / О.А. Кузін та ін. // В зб.: Науковий вісник. Проблеми деревообробки на рубежі ХХІ століття. – Вип. 9.5. – Львів: Прест. Інформ. – 1999. – С.249-252.

25. Kopylov V. Improving the energy efficiency of operation of the structures of the rolling stock by means of surface engineering/ V. Kopylov, O. Kuzin, N. Kuzin// MATEC Web of Conferences. 2nd International Scientific and Practical Conference “Energy-Optimal Technologies, Logistic and Safety on Transport” (EOT-2019). – 2019 – V. 294. (<https://doi.org/10.1051/matecconf/201929401008>) (*Наукометрична база Web of Science*)

26. Кузін О.А. Вплив мікроструктури матеріалу костилів на їх руйнування / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін //Залізничний транспорт України. – 2006. – №6. – С. 89-91. (*Наукометрична база РИНЦ*)

27. Фетисова М.М. Влияние раскисления и термической обработки на хладностойкость литой стали / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, В.И. Кушпир, [и др.] // Вестник Львовского политехн. ин-та. Технология машиностроения и динамическая прочность машин. – № 190. – Львов: Вища школа. 1985. – С.87-89.

28. Фетисова М.М. Выбор оптимального химического состава улучшаемых борсодержащих сталей для холодной высадки / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, В.И. Кушпир // Вестник Львовского политехн. ин-та. Оптимизация производственных процессов и технический контроль в машиностроении и приборостроении. – №228. – Львов: Вища школа. 1988. – С.69-71.

29. Якубович Т.І. Вплив термічної обробки на зносостійкість валкової сталі/ Т.І. Якубович, О.А. Кузін, А.В. Страз // Вісник Львівського політехн. ін-ту. Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у

машинобудуванні і приладобудуванні. – №246. – Львів: Світ 1990. – С.79-81.

30. Кузін О.А. Оптимізація технології виплавки сталі електрошлакового переплаву для підвищення експлуатаційних властивостей литого шарошкового бурового інструменту / О.А. Кузін, Ю.О. Бистров, Н.М. Рачковська [та ін.]// Вісник Львівського політехн. ін-ту. Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №255. – Львів: Світ 1991. – С.25-27.

31. Кузін О.А. Вплив пластичної деформації на властивості литого інструменту електрошлакового переплаву / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, Т.М. Мещерякова // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №281. – Львів: Львівська політехніка, 1994. – С.30-32.

32. Мещерякова Т.М. Вплив внутрішніх поверхонь розділу на схильність до водневого окрихчення жароміцних сталей / Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін, Р.А. Яцюк // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №303. – Львів: Львівська політехніка, 1996. – С. 88-92.

33. Кузін О. Вплив термічної обробки на зношувальну стійкість сталі 38ХС /О. Кузін, С. Беспалов // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №321. – Львів: Львівська політехніка, 1998 – С. 49-51.

34. Кузін О. Використання іонно-плазмового травлення для аналізу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу / О. Кузін, Т. Мещерякова, С. Беспалов // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у

машинобудуванні і приладобудуванні. – №359. – Львів: Львівська політехніка. 1999 – С.73-76.

35. Кузін О.А. Структура і процеси зношування покращених сталей 40Х і 40ХНМ/ О.А. Кузін, С.А. Беспалов, П.Ю.Волосевич [та ін.]// Вісник НУ «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2001. – № 422. – С. 104-113.

36. Кузін О.А. Металознавчі аспекти руйнування кисневих балонів під час експлуатації / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, Т.М. Мещерякова [та ін.]// Вісник НУ «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2004. – № 515. – С. 122-128.

37. Кузін О.А. Роль структури в процесах зношування ферито-перлітних сталей / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Вісник ДНУЗТу – 2011. – № 37. – С.224-229.

38. Кузін О.А. Вибір параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі з використанням підходів механіки / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Українська академія друкарства. Поліграфія та видавнича справа. Науково-технічний збірник. – 2012. – № 2 (58). – С. 124-131.

39. Кузін О.А. Структура і міжзеренна пошкоджуваність сталей/ О.А. Кузін, М.О. Кузін // Українська академія друкарства. Наукові записки. Науково-технічний збірник. – 2013. – № 4 (45). – С. 99-117.

40. Кузін О.А. Будова приграничних зон зерен і міжзеренне руйнування сталей / О.А. Кузін, М.О. Кузін// Вісник Національного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – 2013. – № 760. – С. 94-100.

41. Кузін М.О. Вплив мікроструктури на стійкість проти спрацювання нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання/ М.О. Кузін, О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова // Наукові записки. Українська академія друкарства. Науково-технічний збірник. – 2006. – №2 (10). – С. 85-97.

Авторські свідоцтва і патенти

42. А.с. 1560609 СССР. Сталь / М.М. Фетисова, Э.И. Плешаков О.А. Кузин и др. – Заявл. 19.01.1987. – Опубл. 30.04.1990. Бюл. № 18.

43. А.с. 1693087 СССР. Способ термической обработки сталей / О.А. Кузин, Т.И. Якубович, М.М. Фетисова – Заявл. 6.10.1989. – Опубл. 23.11.1991. Бюл. № 43.

44. Патент України №3085. Сталь. МК С22 С38/32/ Н.М. Рачковська, О.А. Кузін. – Заявл. 08.07.1991. – Опубл. 26.12.1994. Бюл. № 5-1.

45. Патент України №3086. Сталь. МК С22 С38/12/ О.А. Кузін, Н.М. Рачковська. – Заявл. 07.08.1991. – Опубл. 26.12.1994. Бюл. № 5-1.

46. Патент Российской Федерации №2016126 МК С22 С38/32/ Н.М. Рачковская, О.А. Кузин. – Заявл. 08.07.1991. – Опубл. 15.07.1994. Бюл. № 13.

47. Патент Российской Федерации №2016124 МК С22 С38/12/ О.А. Кузин, Н.М. Рачковская. – Заявл. 08.07.1991. – Опубл. 15.07.1994. Бюл. № 13.

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

48. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання для підвищення експлуатаційної надійності конструкційних сталей / О.А. Кузін // Нові конструкційні сталі і сплави та методи їх обробки для підвищення надійності і довговічності виробів / Тези доп. VI Міжнар. наук.-техн. конф. – Запоріжжя, 1995. – С.20.

49. Принципи вибору різноякісних характеристик внутрішніх поверхонь розділу з метою підвищення властивостей конструкційних сталей / О.А. Кузін та ін. // Конструкційні та функціональні матеріали: Тез. доп. II Міжнар. конф. – Львів, 1997. – С.123.

50. Кузін О.А. Роль структури в процесах зношування нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 68-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2008. – С. 109.

51. Кузін О.А. Вплив відпускної крихкості на процеси зношування конструкційних сталей / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова// Тези 69-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2009. – С. 256.

52. Кузін О.А. Оптимізація структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу з використанням інваріантних моделей / О.А. Кузін // Наукові праці міжнародної наукової конференції «Іван Федченко-Чопівський вчений і патріот». – Львів, 2009. – С. 61.

53. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури для усунення інтеркристалітного руйнування покращувальних сталей / О.А. Кузін // Тези 70-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2010. – С. 283-284.

54. Кузін О.А. Шляхи підвищення експлуатаційних характеристик контактних пластин струмоприймачів електровозів / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, О.С. Мінеєв, М.О. Кузін // Тези 71-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2011. – С. 361-363.

55. Кузін О.А. Використання підходів механіки для оптимізації параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 72-ї Міжнародної науково-

практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2012. – С. 262-264.

56. Кузін О.А. Міжзеренне руйнування економнолегованих сталей після покращення / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 73-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2013. – С. 260-261.

57. Кузін О.А. Оптимізація параметрів технологічної обробки контактних пластин струмознімачів електровозів з використанням підходів механіки / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін [та ін.]// Тези 73-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2013. – С. 262-263.

58. Кузін О. Вплив умов отримання, виливків на формування технологічних пошкоджень / Олег Кузін, Ярослав Кусий, Володимир Топільницький // Тези доповідей 12 міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків. Львів, 28-29 травня, 2015. – С. 115-116.

59. Кусий Я.М. Роль технологічних пошкоджень у формуванні поверхневих концентраторів напружень литих заготовок / Я.М. Кусий, О.А. Кузін, В.Т. Топільницький // Збірник праць V-ої Всеукраїнської наукової технологічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні», 8-12 лютого 2016 р. – С. 57-60.

60. Кусий Я.М. Оцінка технологічної пошкоджуваності виливків за параметрами розсіювання характеристик твердості / Я.М. Кусий, О.А. Кузін // Збірник наукових праць VI-ої Міжнародної науково-технічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні». – Львів, 2017. – С. 62-65.

61. Кусий Я. Оцінка пошкоджуваності заготовок після лиття в піщані форми / Я. Кусий, О. Кузін, В. Топільницький // Матеріали 13-го Міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків у Львові. – Львів, 2017. – С. 160 – 161.

62. Кусий Я.М. Роль розміщення елементів конструкцій у формуванні технологічних пошкоджень виливка/ Я.М. Кусий, О.А. Кузін// Збірник наукових праць 8 Міжнародної науково-технічної конференції «Прогресивні технології у машинобудуванні». – Івано-Франківськ – Яремче, 2019. – С. 152-154.

63. Копылов В.И. Структура границ зерен и износостойкость материалов после плазменной обработки/ Копылов В.И., Кузин О.А., Кузин Н.О., Люшенко Е.О.// Матеріали X Міжнародної науково-практичної конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем». – Чернігів, 2020. – С. 63-66.

64. Kopylov V.I. Using the capabilities of open CAE-systems for optimizing surface engineering technologies/ Kopylov V.I., Kuzin O.A., Kuzin N.O.// VI Міжнародна науково-технічна конференція «Актуальні проблеми інженерної механіки та технології машинобудування». м. Миколаїв. – 2020. – С. 63-65.

65. Копилов В.І. Особливості мікроструктури і утворення дефектів в рейкових з'єднаннях при термітному зварюванні / Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О., Єрко О.О., Люшенко Є.О. // Матеріали VI-ої Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні технології промислового комплексу – 2020», випуск 6. – Херсон: ХНТУ, 2020. – С. 38-39.

66. Копилов В.І. Використання моделей і методів управління границями зерен для підвищення експлуатаційних властивостей покращувальних сталей/ Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О. // Матеріали Міжнародної наукової конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 10». – Київ: Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», 2020. – С. 238-241.

Публікації, які додатково відображають наукові результати дисертації:

67. Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – Львів: Афіша. – 2002. – 300 с. *(Рекомендований Міністерством освіти і науки України як підручник для вищих навчальних закладів; лист № 14/18.2-672 від 17.05.2001 р.)*

68. Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – К.: Основа, 2005. – 324 с.

ЗМІСТ

| | |
|---|----|
| ВСТУП..... | 35 |
| РОЗДІЛ 1. КРИТИЧНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЙ УПРАВЛІННЯ ПАРАМЕТРАМИ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ ТА ВИРОБІВ..... | 45 |
| 1.1. Сучасні уявлення про структуру внутрішніх поверхонь поділу полікристалів..... | 46 |
| 1.1.1. Кристалографічні моделі будови поверхонь поділу зерен.... | 46 |
| 1.1.2. Атестація внутрішніх поверхонь поділу в полікристалах по їх енергіях..... | 51 |
| 1.1.3. Квантовохімічні уявлення про будову поверхонь поділу полікристалів..... | 55 |
| 1.1.4. Особливості будови потрійних стиків поверхонь поділу зерен і їх вплив на властивості сплавів..... | 57 |
| 1.2. Формування поверхонь поділу зерен при зварюванні та технологічних обробках металічних систем..... | 61 |
| 1.2.1. Вплив режимів зварювання на параметри структури внутрішніх поверхонь поділу заготовок і виробів..... | 61 |
| 1.2.2. Формування первинних поверхонь поділу зерен литих сплавів..... | 63 |
| 1.2.3. Формування вторинних поверхонь поділу зерен..... | 64 |
| 1.2.4. Роль пластичної деформації у формуванні структурно- енергетичного стану поверхонь поділу зерен..... | 65 |
| 1.3. Вплив термічної обробки на структуру поверхонь поділу і властивості покращувальних сталей..... | 68 |
| 1.3.1. Вплив гартування на структуру поверхонь поділу зерен..... | 68 |
| 1.3.2. Зміна структури поверхонь поділу при відпуску сталей..... | 70 |
| 1.4. Вплив легування на параметри поверхонь поділу зерен і властивості сталей і сплавів..... | 72 |

| | |
|---|------------|
| 1.4.1 Поверхні поділу зерен і структурні перетворення в сталях при гартуванні і високому відпуску..... | 73 |
| 1.4.2. Закономірності окрихчення поверхонь поділу при відпуску економнолегованих сталей..... | 74 |
| 1.4.2.1. Роль домішок в процесах окрихчення сталей..... | 76 |
| 1.4.2.2. Вплив вуглецю і легуючих елементів на окрихчення сталей.. | 78 |
| 1.4.3. Основні закономірності внутрішньокристалітного розподілу елементів в економнолегованих сталях..... | 82 |
| 1.4.4. Вплив температури аустенітизації на сегрегацію домішок і окрихчення поверхонь поділу сталей..... | 86 |
| 1.4.5. Вибір легування для зменшення окрихчення поверхонь поділу сталей..... | 88 |
| 1.5. Роль структури поверхонь поділу в процесах руйнування сталей та сплавів..... | 92 |
| 1.5.1. Вплив технологічних обробок на інтеркристалітне руйнування сплавів..... | 94 |
| 1.5.2. Синергетика і процеси інтеркристалітного руйнування..... | 94 |
| 1.6. Висновки по першому розділу і постановка задач дослідження | 99 |
| РОЗДІЛ 2. ЗАГАЛЬНА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ | |
| ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ СПЛАВІВ | 103 |
| 2.1. Технологічне забезпечення об'єктів дослідження..... | 103 |
| 2.2. Дослідження механічних властивостей, ударної в'язкості, оцінка схильності сталей до зворотної відпускної крихкості, аналіз будови зломів сталей, випробування на зношування..... | 107 |
| 2.3. Методи виявлення і оцінки параметрів міжзеренних і міжфазних поверхонь поділу сталей..... | 111 |
| 2.4. Методика електронно-мікроскопічних досліджень структури сплавів..... | 120 |

| | |
|--|------------|
| 2.5. Розробка ієрархічних моделей структури для врахування впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу, отриманих при різних режимах технологічних обробок, на властивості сплавів | 123 |
| 2.5.1. Використання системних підходів при виборі технологій підвищення властивостей сталей шляхом керування структурно-фазовим станом внутрішніх поверхонь поділу..... | 125 |
| 2.5.1.1. Принципи розробки інваріантних моделей для аналізу впливу різноякісних характеристик структури і внутрішніх поверхонь поділу на властивості сталей..... | 127 |
| 2.5.1.2. Особливості розробки інваріантних моделей мікроструктури сталей з врахуванням різного рівня ієрархії | 129 |
| 2.5.2. Розробка моделей градієнтної будови великокутових поверхонь поділу зерен для аналізу впливу легуючих елементів і домішок на властивості сплавів..... | 133 |
| 2.5.3. Модель впливу енергетичних характеристик внутрішніх поверхонь поділу на інтеркристалітне руйнування сплавів..... | 137 |
| 2.6. Висновки по другому розділу..... | 141 |
| РОЗДІЛ 3. МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ ПРИ ВИБОРІ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ПОКРАЩУВАЛЬНИХ СТАЛЕЙ З ПІДВИЩЕНОЮ ДОВГОВІЧНІСТЮ..... | 143 |
| 3.1. Особливості моделювання полікристалічних систем в умовах дії зовнішніх навантажень..... | 143 |
| 3.1.1. Континуальний опис полікристалічних систем з врахуванням їх будови..... | 143 |
| 3.1.2. Роль структурно-енергетичного стану потрійних зеренних стиків у формуванні властивостей полікристалів..... | 152 |
| 3.1.3. Управління параметрами великокутових поверхонь поділу зерен для підвищення опору інтеркристалітному руйнуванню полікристалічних систем..... | 155 |

| | |
|--|-----|
| 3.2. Підвищення контактної довговічності сталі 40X після покращення вибором режимів термічної обробки..... | 161 |
| 3.2.1. Використання системних підходів при розробці ієрархічних моделей структури сталі 40X з врахуванням розмірних і енергетичних характеристик поверхонь поділу зерен..... | 162 |
| 3.2.2. Вплив кількісних характеристик зерен і внутрішніх поверхонь поділу на контактну довговічність сталі 40X..... | 165 |
| 3.3. Використання методів зернограничного конструювання для підвищення контактної довговічності сталі 40ХНМ..... | 180 |
| 3.4. Підвищення контактної довговічності сталі 40ХС управлінням структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен..... | 190 |
| 3.5. Вплив режимів відпуску на контактну довговічність покращувальних сталей..... | 196 |
| 3.6. Висновки по третьому розділу..... | 199 |
| РОЗДІЛ 4. ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ СТАЛЕЙ ПРИ ПОКРАЩЕННІ СПРЯМОВАНИМ ВПЛИВОМ НА ПОВЕРХНІ ПОДІЛУ ЗЕРЕН ЛЕГУВАННЯМ..... | 201 |
| 4.1. Дослідження механічних властивостей і опору крихкому руйнуванню сталей, легованих кремнієм..... | 201 |
| 4.1.1. Вплив кремнію на процеси окрихчення економнолегованих сталей..... | 201 |
| 4.1.2. Роль кремнію та вуглецю в процесах окрихчення економнолегованих сталей..... | 205 |
| 4.1.3. Вплив температури гартування на окрихчення при відпуску сталей 40ХС, 60С2, 60С2ХА..... | 212 |
| 4.2. Вплив умов відпуску на розподіл елементів в структурі і механізм руйнування досліджуваних сталей..... | 216 |
| 4.2.1. Особливості будови зломів і характер розподілу елементів при відпуску в сталях, легованих кремнієм..... | 216 |

| | |
|---|-----|
| 4.2.2. Вплив вуглецю на механізм руйнування та розподіл елементів при відпуску в кремнистих сталях..... | 223 |
| 4.2.3. Особливості мікромеханізму руйнування та розподілу елементів при відпуску сталей після гартування з підвищених температур..... | 230 |
| 4.3. Роль структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу у формуванні властивостей кремнистих сталей..... | 242 |
| 4.3.1. Вплив умов відпуску на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу..... | 242 |
| 4.3.2. Вплив різнозернистості на опір крихкому руйнуванню кремнистих сталей..... | 248 |
| 4.4. Роль карбідної фази в процесах руйнування сталей після покращення..... | 259 |
| 4.5. Використання інваріантних моделей для вибору оптимальних параметрів мікроструктури покращених сталей..... | 266 |
| 4.6. Висновки по четвертому розділу..... | 275 |
| РОЗДІЛ 5. ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ МІКРОЛЕГУВАННЯ ПРИ ПІДВИЩЕННІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ВИРОБІВ | 277 |
| 5.1. Структура і межзеренна пошкоджуваність сталей..... | 277 |
| 5.2. Вплив мікродобавок бору і РЗМ на розмірні характеристики зерен і структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу покращувальних сталей..... | 288 |
| 5.3. Роль мікролегування бором і рідкісноземельними металами у формуванні структури і фазового складу приграничних зон зерен покращувальних сталей..... | 301 |
| 5.4. Вплив стану міжфазних і міжзеренних поверхонь поділу на схильність мікролегованих сталей до крихкого руйнування..... | 307 |
| 5.4.1. Дослідження схильності до крихкого руйнування сталей мікролегованих бором і РЗМ..... | 307 |
| 5.4.2. Роль мікродобавок в розвитку відпускної крихкості сталей... | 308 |

| | |
|---|-----|
| 5.4.3. Механізм впливу добавок бора і РЗМ на процеси руйнування покращувальних сталей..... | 310 |
| 5.5. Вибір оптимальних параметрів мікроструктури для підвищення властивостей мікролегованих сталей..... | 321 |
| 5.6. Висновки по п'ятому розділу..... | 327 |
| РОЗДІЛ 6. ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ДЕФОРМОВАНИХ, ПОРОШКОВИХ І ВИЛИТИХ ЗАГОТОВОК КЕРУВАННЯМ СТРУКТУРНО-ЕНЕРГЕТИЧНИМ СТАНОМ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ..... | 329 |
| 6.1. Використання підходів інженерії границь зерен для вибору параметрів технологічної обробки листового прокату..... | 329 |
| 6.2. Роль технологічних режимів у формуванні пошкодженості контактних пластин електровозів, отриманих методом порошкової металургії..... | 336 |
| 6.3. Особливості розвитку і впровадження сучасних концепцій керування життєвим циклом вилитих виробів..... | 350 |
| 6.3.1. Підвищення властивостей виливків породоруйнуючого інструменту керуванням структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен при кристалізації..... | 354 |
| 6.3.2. Аналіз утворення технологічних пошкоджень в заготовках при литті в піщані форми..... | 360 |
| 6.3.3. Керування пошкоджуваністю деталей шляхом вибору технологічного маршруту оброблення вилитих заготовок..... | 367 |
| 6.4. Висновки по шостому розділу..... | 372 |
| РОЗДІЛ 7. ПІДВИЩЕННЯ ПАРАМЕТРІВ НАДІЙНОСТІ ВИРОБІВ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ І ТЕРМІТНОГО ЗВАРЮВАННЯ..... | 375 |
| 7.1. Роль технології плазмового зміцнення у формуванні структурних параметрів поверхонь поділу зерен і зношуванні сталі бандажів коліс локомотивів..... | 377 |

| | |
|--|-----|
| 7.2. Підвищення конструкційної міцності нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання управлінням параметрами великокутових поверхонь поділу зерен..... | 395 |
| 7.3. Висновки по сьомому розділу..... | 409 |
| ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ..... | 412 |
| СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ..... | 415 |
| ДОДАТКИ..... | 461 |

ВСТУП

Актуальність теми. Розвиток цифрового машинобудування вимагає розробки і використання міждисциплінарних концепцій і моделей поведінки неоднорідних матеріалів при дії технологічних і експлуатаційних навантажень. У зв'язку із цим, проблема створення внутрішніх та зовнішніх поверхонь поділу із заданими термодинамічними, фізичними і механічними характеристиками займає одне із провідних місць у технологічних процесах обробки матеріалів. Важливе значення у проектуванні технологій формування заданого структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен має виявлення зв'язку між результатами цифрового представлення структури сплавів і моделями їх поведінки.

Управління структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь поділу вимагає врахування багаторівневого характеру їх структури, наявності в ній різноякісних елементів, що характеризують атомно-кристалічну і дефектну будову. Значний внесок у розвиток таких підходів зробили вітчизняні і зарубіжні вчені: В.І. Архаров, О.Г. Биковський, В.П. Бондаренко, В.І. Большаков, П.І. Лобода, С.А. Клименко, Б.А. Ляшенко, М.В. Новіков, В.І. Копилов, В.І. Похмурський, С.С. Самотугін, Ю. П. Солнцев, М.О. Черв'яков, М.А. Штремель, К.А. Ющенко, M. Guttman, R. Phillips, L. Priester, V. Randle, M. Shimada, H.G. Suzuki, T. Watanabe.

Отримання виробів із заданим життєвим циклом вимагає встановлення зв'язку між структурою, властивостями енергетичними параметрами границь зерен та опором утворенню міжзеренних пошкоджень.

Моделі, які на даний час використовують для оцінки впливу внутрішніх поверхонь розділу сплавів на їх властивості можуть давати результати тільки в окремих випадках. Тому існує гостра необхідність розробки і застосування системних методів, приданих для вирішення таких складних завдань міждисциплінарного характеру, як керування структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь поділу.

У зв'язку з цим набуває важливого значення розробка і використання нових підходів до моделювання і аналізу механічної поведінки внутрішніх граничних зон з врахуванням їх енергії. Розробка таких підходів дозволяє вирішувати актуальну науково-технічну проблему підвищення міцності та довговічності металічних матеріалів. Їх розвиток дає можливість проводити наукове обґрунтування технологічних рішень по підвищенню опору до утворення міжзеренних пошкоджень і тріщин в деталях, що працюють в умовах інтенсивних навантажень.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.

Результати роботи є узагальненням теоретичних обґрунтувань і досліджень з проблеми керування властивостями поверхонь виробів із застосуванням моделей та методів спрямованого впливу на складові їх структури. Робота виконувалась згідно наступних держбюджетних тем: «Оцінка впливу складу металокерамічних і металовуглецевих високодисперсних структур, отриманих в умовах плазмового напилення багатокomпонентних покриттів на фізичні і міцнісні характеристики» (номер держреєстрації 0116U006135), «Методика оцінки безпеки руху за параметрами контактної довговічності вузлів тертя рухомого складу залізниць у завданнях судової експертизи» (номер держреєстрації 0113U000921), «Методика досліджень причин руйнування деталей і вузлів рухомого складу за фрагментарно відображеною інформацією про роботу конструкції» (номер держреєстрації 0114U000614), «Розробка методичних рекомендацій по встановленню причин відмови функціонування елементів транспортної інфраструктури на основі інформації, що містяться у матеріалах, які подані на дослідження» (номер держреєстрації 0117U000688).

Мета і завдання дослідження. Метою роботи є створення наукових основ, моделей та методів управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу структурних складових при отриманні виробів з підвищеними параметрами надійності із врахуванням умов їх експлуатації.

Для досягнення поставленої мети сформульовано та вирішено наступні основні завдання:

1. Провести аналіз проблемних питань, які присвячені підвищенню властивостей конструкційних сталей і сплавів шляхом управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу.

2. Розробити і обґрунтувати принципи створення багаторівневих моделей, що описують вплив параметрів структури різного рівня ієрархії на технологічні і експлуатаційні властивості сплавів.

3. Побудувати інваріантну модель полікристалічних систем зі змінними параметрами зеренної структури і структурно-енергетичного стану поверхонь поділу різного рівня ієрархії.

4. На основі побудованої моделі дослідити основні тенденції і відповідні їм закономірності впливу структурно-енергетичного стану поверхонь поділу на властивості конструкційних сталей; визначити кількісні параметри мікроструктури, при яких зростає опір крихкому руйнуванню сплавів, провести наукове обґрунтування технологічних рішень по формуванню мікроструктури, що забезпечує виведення полікристалічних систем із області нестабільності експлуатаційних властивостей.

5. З використанням результатів теоретико-експериментальних досліджень зв'язку кількісних параметрів мікроструктури і структурно-енергетичного стану поверхонь поділу розробити принципи оптимізації технологій отримання і обробки конструкційних сталей і сплавів, а також надати практичні рекомендації зі встановлення раціональних режимів термічної обробки, зварювання, поверхневого зміцнення, що забезпечують підвищення експлуатаційних характеристик полікристалічних систем відповідних виробів.

Об'єкт дослідження – внутрішні та зовнішні поверхні поділу конструкційних сплавів та виробів.

Предмет дослідження – опір утворенню міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванню конструкційних сплавів під дією силового навантаження в залежності від структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу; технології керування структурою для усунення інтеркристалітного сколу, підвищення експлуатаційної надійності виробів.

Методи дослідження. В роботі використана загальна системна методологія, згідно якої розглядалась складна ієрархічна будова сплавів, що досліджувались. Аналіз структури проводився на основі концепції інваріантного моделювання. Застосовували енергетичний та структурно-феноменологічний підходи механіки, суть яких полягає у розгляді структури на різних рівнях ієрархії, встановленні її керівних параметрів та побудові відповідної узагальненої моделі.

Вплив структурно-енергетичних характеристик внутрішніх границь поділу на властивості сплавів аналізували методами фізичного матеріалознавства. Використовували металографічні дослідження, сканувальну та електронну мікроскопію, рентгеноструктурний, мікрорентгеноспектральний та фрактографічний аналізи, оже-електронну мікроскопію. Визначали також мікротвердість, LM-твердість, проводили механічні випробування на розтяг і ударний згин при температурах від -196°C до $+100^{\circ}\text{C}$. Виконана оцінка структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен після іонно-плазмового травлення зразків, здійснено системне комп'ютерне моделювання властивостей полікристалічних сплавів. Проведено дослідження міцнісних параметрів їх поверхонь за допомогою відкритого пакету скінчено-елементного аналізу FEniCS на мові Python.

Обґрунтованість та достовірність наукових положень, отриманих результатів і висновків, сформульованих у дисертації, досягається коректністю постановки задач, використанням методів системного аналізу, термодинаміки, механіки деформівного твердого тіла, базується на великому обсязі експериментального матеріалу, одержаного із

застосуванням комплексу взаємодоповнюючих сучасних методів і устаткування, практичному використанні одержаних результатів.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

1. Вперше запропоновані наукові основи і експериментально обґрунтовано концептуальний підхід вибору раціональних технологій обробки деталей шляхом використання сукупності системних, енергетичних та градієнтних моделей в якості цифрових двійників структури поверхонь поділу для отримання виробів із заданим життєвим циклом.

2. На основі розвитку наукових принципів системного аналізу проведено фізичне обґрунтування оптимальних режимів методів інженерії поверхні для формування структури, яка за своєю організацією відповідає умовами експлуатації виробів. Розроблена методологія побудови ієрархічних моделей структури полікристалічних металічних матеріалів, створено алгоритми для визначення взаємозв'язків між властивостями і структурно-енергетичним станом локальних об'ємів сплавів, який формується при технологічних обробках.

3. З використанням енергетичного підходу опису континуальних нелокальних середовищ побудовані математичні співвідношення моделі полікристалічних систем. Показано, що на схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування сплавів мають вплив не тільки абсолютні значення параметрів властивостей мікрооб'ємів, але і їх градієнт.

4. На основі розроблених градієнтних моделей поверхонь поділу було встановлено, що в залежності від кутів між границями у стиках зерен, змінюється структурно-енергетичний стан даної області та його здатність до утворення мікродефектів. При величинах кутів в межах $130^\circ \dots 140^\circ$ маємо незначну здатність до утворення мікродефектів, а при $140^\circ \dots 180^\circ$ – формуються зони з високою спроможністю до утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування при дії навантаження.

5. Використання побудованих моделей дозволило запропонувати розрахунково-експериментальний метод оцінювання впливу розмірних характеристик кристалітів, які утворюють поверхні поділу, на рівень зернограничної енергії, кількісних параметрів полікристалів на утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування виробів.

6. Встановлено вплив кількісних характеристик мікроструктури на міжзеренне руйнування сталей. Наявність в структурі до 5% зерен, які відрізняються на три номери еталонної шкали, посилює схильність сталей до утворення міжзеренних пошкоджень та відпускної крихкості. Найменша частка інтеркристалітного сколу виявлена в зразках при відсутності різнозернистості. При появі в структурі понад 10% зерен, що відрізняються на 1..2 номери, в зломі спостерігається 50..70% міжзеренного руйнування. Показано, що сталь 40X є більш чутливою до утворення потрійних стиків з високим градієнтом енергії при термічній обробці, ніж сталі 40XНМ і 40XC.

7. З використанням розроблених в роботі модельних уявлень запропоновано кількісний критерій оцінки схильності сталей до міжзеренного руйнування при дії зовнішніх навантажень. Встановлено, що при значенні континуального критерія зміни мікротвердості до 3000 частка міжзеренного сколу є невеликою, від 3000 до 6000 стабільною (10..12 %), а понад 6000 – катастрофічною. Визначено, що зміна властивостей покращувальних сталей при розвитку відпускної крихкості залежить від енергетичних параметрів внутрішніх поверхонь розділу. Збільшення інтенсивності зношування сталей 40XНМ, 40X і 40XC відповідно на 7%, 14% і 38% після окрихчення пропорційне частці потрійних стиків зерен з високим градієнтом енергії, що знаходиться в кореляції з кількістю міжзеренного руйнування в зразках, які випробовувані на ударний згин.

8. Після плазмового зміцнення в поверхневому шарі коліс локомотивів формується градієнтна структура, властивості якої суттєво відрізняються в різних зонах. Локальні зони поверхневого зміцнення, що

містять поверхні поділу з близькими значеннями зернограничної енергії, характеризуються більш високим опором до утворення розсіяних пошкоджень, мікроскопічних тріщин і зношування. Зародження тріщин після плазмового зміцнення відбувається в зонах, де присутні поверхні поділу, в яких зерногранична енергія наближається до поверхневої енергії утворення тріщини.

9. Дослідження нероз'ємних з'єднань рейок Р65 після термітного зварювання показали розвиток значної структурної неоднорідності в зоні литого металу. Утворення дефектів в підшвах нероз'ємного з'єднання рейок в значній мірі пов'язано з впливом енергетичних характеристик поверхонь поділу і стиків зерен на формування розсіяних і локалізованих пошкоджень при зварюванні. Наявність поверхонь поділу в потрібних стиках зерен з великою різницею енергій сприяє переходу від розсіяних пошкоджень до локалізованих поперечних тріщин і їх поширенню в пошкоджену середовищі нижньої частини нероз'ємного з'єднання рейок при термітному зварюванні.

10. Запропоновані нові методологічні підходи зернограничного конструювання структури дозволили визначити шляхи управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу при використанні технологій зварювання, термічної обробки, легування, мікролегування та поверхневого зміцнення, що забезпечують підвищення параметрів довговічності, ресурсу і безвідмовності виробів при зменшенні вартості їх життєвого циклу.

Практичне значення одержаних результатів. Практичне значення полягає у визначенні впливу кількісних характеристик мікроструктури і енергетичного стану поверхонь поділу на утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування сплавів при виборі раціональних технологій зварювання, інженерії поверхні, що використовуються в машинобудуванні.

Запропоновано комплексне мікролегування бором і РЗМ, яке за рахунок зміни структурно-енергетичного стану поверхонь поділу структурних складових, забезпечує підвищення прогартуваності, опору крихкому руйнуванню, зменшує схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і відпускної крихкості покращувальних сталей.

Представлені рекомендації по підвищенню фізико-механічних властивостей сталей регулюванням параметрів поверхневих зон, які реалізовані в енерго- і ресурсозберігаючих технологіях підвищення зносотривкості і довговічності деталей машин. Розроблено нові машинобудівні сталі (АС 985128, 1073323, 1560609, 1693087, патенти Росії 2016126, 2016124, патенти України 3085, 3086), а також технологічні процеси їх термічної обробки.

Вибір раціональних режимів технологічних обробок дозволив зменшити на 40% дефектність нероз'ємних з'єднань підосів рейок при термітному зварюванні, збільшити на 50...80% зносотривкість гребенів бандажів коліс локомотивів після плазмового зміцнення. Розроблено режими технологічної обробки для отримання виробів з підвищеною експлуатаційною надійністю, запропоновано науково обгрунтовані рішення при аналізі причин виходу з ладу високонавантажених конструкцій.

Отриманий в роботі критерій міжзеренної міцності використовується при аналізі причин руйнування залізничних конструкцій у Львівському науково-дослідному інституті судових експертиз. З його застосуванням проводиться оптимізація технологій виготовлення деталей візків трамвайних вагонів (ТзОВ «Інтерпет») і комбінованих агрегатів обробки ґрунту (ТзДВ «Львівський завод фрезерних верстатів»), які працюють в умовах інтенсивних динамічних і контактних навантажень.

Результати роботи впроваджено у навчальний процес.

Апробація результатів дисертації.

Основні наукові положення і прикладні результати, викладені в дисертації, доповідались і обговорювались на наступних міжнародних конференціях: «Нові конструкційні сталі і сплави і методи їх обробки для підвищення надійності і довговічності виробів» (Запоріжжя, 1995) [237], «Конструкційні та функціональні матеріали» (Львів, 1997) [238], «Іван Федченко-Чопівський вчений і патріот» (Львів, 2009) [196], Міжнародних науково-практичних конференціях «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (Дніпропетровськ, 2008-2019) [240, 244, 253, 337, 349, 355, 360, 361, 362, 379, 386], «12 Міжнародний симпозіум українських вчених-механіків у Львові» (Львів, 2015) [389], «Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку» (м. Краматорськ, 2015) [390], «Прогресивні технології в машинобудуванні» (Львів, 2016, 2017) [367, 388], «13-ий Міжнародний симпозіум українських інженерів-механіків у Львові» (Львів, 2017) [387], VIII Міжнародна науково-технічна конференція «Прогресивні технології у машинобудуванні» (Івано-Франківськ, 2019) [391], Scientific and Practical Conference «Energy optimal technologies, logistic and safety on transport» (Львів, 2019) [325], X Міжнародна науково-практична конференція «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем» (Чернігів, 2020) [416], VI Міжнародна науково-технічна конференція «Актуальні проблеми інженерної механіки та технології машинобудування» (Миколаїв, 2020) [417], VI Міжнародна науково-практична конференція «Сучасні технології промислового комплексу» (Херсон, 2020) [418], Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах - 10» (Київ, 2020) [406].

Публікації та особистий внесок здобувача. У дисертаційній роботі наведено результати тривалих досліджень, виконаних за безпосередньої участі і під науковим керівництвом автора. Основні теоретичні та практичні результати (визначення мети роботи, постановка задачі дослідження, інваріантна модель структури сплавів, функціонально-

градієнтна модель великокутової границі зерна, розрахункові схеми, алгоритми, одержані експериментальні результати, їх аналіз та узагальнення, знайдені в результаті розрахунків оптимальні параметри структури полікристалічних систем, що забезпечують високий опір інтеркристалітному руйнуванню сплавів, технологічні рекомендації по підвищенню експлуатаційної надійності і працездатності деталей), які становлять основний зміст роботи, автором отримано особисто.

За темою дисертації опубліковано 68 праць, у тому числі 41 стаття у провідних фахових виданнях, 12 статей опубліковано у виданнях, які внесені до міжнародних наукометричних баз Scopus та Web of Science, одержано 6 авторських свідоцтв і патентів; 19 публікацій в матеріалах міжнародних та національних конференцій, два підручники, які рекомендовані Міністерством освіти і науки України.

У колективних публікаціях [257, 259, 289, 306, 316, 320, 321, 323, 326, 327, 335] автору належать результати проведених експериментальних досліджень, їх узагальнення, систематизація і опис; в роботах [250, 255, 328, 331, 332, 334, 352, 354, 366, 380, 385, 412] запропоновані основні технічні рішення, постановка задач досліджень, формулювання наукових висновків; в роботах [324, 325] результати отримані на основі використання багаторівневих моделей при аналізі життєвого циклу деталей; в публікації [347] запропоновано підхід до технологічного керування експлуатаційними властивостями трибосистем з врахуванням явищ самоорганізації, що супроводжують їх роботу; в статтях [304, 345] використано нелокальні моделі пошкоджуваних середовищ при аналізі впливу структурних характеристик на працездатність вузлів тертя.

Структура і обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, семи розділів, загальних висновків, списку використаних літературних джерел, додатків. Загальний обсяг роботи 490 сторінок; вона містить 185 рисунків, 55 таблиць, а також список використаної літератури із 418 позицій.

РОЗДІЛ 1

КРИТИЧНИЙ АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЙ УПРАВЛІННЯ ПАРАМЕТРАМИ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ З МЕТОЮ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ ТА ВИРОБІВ

Підвищення потужності та швидкості машин, зменшення їх матеріалоємності, яке пов'язане із науково-технічним прогресом, ставить завдання неперервного збільшення надійності та довговічності деталей машин і механізмів.

Сучасний стан знань фізичних і механічних властивостей полікристалічних матеріалів та технологій їх отримання дозволяє забезпечити достатню міцність деталей машин з великою гарантією від поломок в умовах експлуатації [1, 2]. Найбільш поширеними причинами виходу деталей і робочих органів машин з ладу є руйнування, знос та пошкодження робочих поверхонь під впливом силових навантажень [3]. Конструкційна міцність деталей машин визначається граничними характеристиками матеріалів, які залежать від їх структури. Особливістю структури сплавів є їх неоднорідність на всіх рівнях від макро до наноскопічних. В даний час існує певний розрив між науковими досягненнями в області управління технологіями формування поверхонь поділу, механікою руйнування і нормованими розрахунками міцності та залишкового ресурсу деталей і обладнання. Механічні властивості сплавів розглядаються як константи матеріалу і не враховують змін локальної міцності в умовах неоднорідності хімічного складу сплавів і поля напружень [4, 5].

Однією із причин зниження надійності і довговічності металу деталей обладнання, в якому під час експлуатації та відновлюючих ремонтах активізуються дифузійні процеси, є перерозподіл атомів основних і домішкових елементів між тілом і поверхнями поділу зерен, що приводить

до утворення зернограничних сегрегацій, окрихчення, накопичення пошкодженості при дії силових навантажень.

Технологічне та методологічне забезпечення керування експлуатаційною надійністю, усунення руйнування є однією з центральних ланок вирішення таких проблем, як економія енергії, скорочення витрат матеріалів, а також забезпечення працездатності та безпеки механічних систем. Ключову роль у формуванні властивостей сплавів відіграють поверхні поділу і потрійні стики зерен, які характеризуються більшим вільним об'ємом у порівнянні із локальними зонами, що розміщені в середині кристалітів. Це підтверджує необхідність встановлення взаємозв'язків між атомною будовою поверхонь поділу, їх енергетичними характеристиками і властивостями полікристалів [6, 7]. Даний напрямок має важливе значення для використання підходів інженерії поверхні та технологій зернограничного конструювання матеріалів з метою підвищення параметрів фізико-механічних властивостей економнолегованих сталей [8...22].

1.1. Сучасні уявлення про структуру внутрішніх поверхонь поділу полікристалів

1.1.1. Кристалографічні моделі будови поверхонь поділу зерен.

Розвиток техніки вимагає створення наукових основ технологій одержання матеріалів з заданим комплексом фізико-механічних властивостей.

В зв'язку з цим особливу актуальність набувають дослідження поверхонь поділу зерен металів - областей, в яких здійснюється контакт двох кристалів, що різняться тільки орієнтацією. Наявність сильного "зчеплення" між стичними кристалами в полікристалічних тілах свідчить про те, що між ними існує «атомний контакт», тобто в областях їхнього контакту діють міжатомні сили того ж роду, що і в середині кристалу.

Однак властивості локальних об'ємів на поверхнях поділу і в середині кристалів розрізняються, що обумовлено різницею в їх атомно-кристалічній будові.

Реальна структура поверхонь поділу зерен є складною. Тому в деяких роботах їх розділяють на когерентні, частково когерентні і некогерентні у відповідності із тим, що вони не мають дефектів, містять їх мінімальну кількість і мають максимальне значення [23, 24].

Поверхні поділу зерен є двовимірними дефектами, що характеризуються макроскопічними розмірами в двох вимірах і атомними - в третьому [25, 26]. В загальному випадку для кристалографічного опису поверхонь поділу використовують п'ять параметрів: три параметри, характерні взаємною просторовою орієнтацією решіток сусідніх зерен, і дві – орієнтацією площин границі по відношенню до решітки одного із зерен [27, 28]. Якщо вісь обертання решітки одного зерна відносно решітки другого лежить в площині поверхні поділу зерен, то така поверхня поділу є похилою. Розташування вісі обертання перпендикулярно поверхні поділу приводить до утворення поверхні поділу кручення. В загальному випадку поверхні поділу змішаного типу складаються з елементів нахилу і кручення. Поверхні поділу з розорієнтацією сусідніх зерен менше 10° відносять до малокутових, а з більшою розорієнтацією - до великокутових [28, 29, 30].

Малокутові поверхні поділу зерен. Згідно електронномікроскопічним дослідженням такі поверхні утворені системами дислокацій. Решітки двох зерен або субзерен пружно сполучаються, за виключенням місць, де закінчуються неповні атомні площини. Поверхня поділу представляє собою стінку дислокацій одного знаку, що в сусідніх зернах або субзернах симетрично нахилені по відношенню до площини поверхні. Чим більший кут розорієнтації, тим менша відстань між дислокаціями в сітці. При кутах розорієнтації більше 10° вказана дислокаційна модель не може бути застосована для опису будови поверхонь поділу зерен, тому що дислокації накладаються одна на одну і

гублять свою індивідуальність (їхні ядра зливаються). Тому до дислокаційних відносять поверхні поділу з кутом розорієнтації не більше 10°.

Малокутові поверхні поділу зерен появляються при рості кристалів з розплаву, при пластичній деформації і відпалі.

Великокутові поверхні поділу зерен. Прямі дослідження атомної будови поверхонь поділу зерен за допомогою іонного проектору і дифракційної електронної мікроскопії тонких фольг дозволили встановити особливості розміщення атомів на ділянках сполучення великокутових поверхонь.

При товщині поверхонь поділу зерен, яка для полікристалічних металів складає 0,5...1,5 нм, вони являють собою плоскі або фасетовані поверхні, що мають структуру відмінну від структури внутрішніх об'ємів. Коли діаметр сферичного зерна є рівний d , а товщина поверхні поділу δ – 3...4 міжатомні віддалі, то частка об'єму поверхонь поділу в загальному об'ємі зерна визначається із співвідношення [29]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \left[\frac{\pi}{6} d^3 - \frac{\pi}{6} (d - 2\delta)^3 \right] \cdot \left(\frac{\pi}{6} d^3 \right)^{-1} \approx \frac{6\delta}{d}, \quad (1.1)$$

Тобто для зерна розміром 10 мкм відсоток атомів на поверхнях і потрійних стиках зерен є рівний 0,017%.

В уявленнях про будову полікристалічних металів спочатку поверхні поділу зерен розглядались, як аморфні утворення, а з часом як «квазікристалічні». Проміжною між цими моделями була острівкова модель [30], в якій острівці доброго спряження ґраток зерен знаходяться між розорієнтованими матеріалами. Розвитком острівкової моделі великокутових поверхонь поділу зерен було її доповнення впливом об'єднання дислокацій на утворенні острівців поганого спряження. В результаті взаємодії ядра дислокацій перекривають і формують аморфну поверхню. На основі дислокаційних підходів запропонована дисклінаційно-структурна модель [31], в якій поверхня зерна включає в себе ряд дисклінаційних диполів різної потужності, що відповідають

розміщенню структурних елементів в певній пропорції. З використанням даної моделі отримана залежність енергії поверхонь поділу нахилу від кута розорієнтації зерен.

Подальший розвиток уявлення про будову поверхонь поділу зерен отримали в моделі співпадаючих вузлів [32].

Експериментально встановлено існування особливих (спеціальних) поверхонь, які відрізняються пониженою енергією і відповідають особливій кристалографічній розорієнтації сусідніх зерен. При розвороті двох однакових решіток навколо спільної кристалографічної осі на певний кут частина вузлів однієї решітки співпадає з вузлами другої решітки. Такі вузли співпадання утворюють свою тривимірну «надрешітку» - решітку вузлів співпадання, що є спільною для обох зерен. Характерним дискретним кутом повороту відповідає певна густина вузлів співпадання, тобто їх частка по відношенню до всіх вузлів решітки металу [31, 32].

Для характеристики решітки співпадання часто використовують не густину вузлів співпадання, а обернену величину, яка позначається Σ - число вузлів решітки металу, які припадають на один вузол співпадання в спільній "надрешітці" [35...38].

При будь-якій розорієнтації решіток сусідніх зерен можна знайти деяке число вузлів співпадання. Але при низькій їх густині поняття про спільну надрешітку втрачає зміст для аналізу будови границь зерен. Переважно розглядають решітки співпадання при кількості вузлів решітки, які знаходяться в інтервалі від 3 до 49 (при $\Sigma = 1$ кут розорієнтації рівний 0).

Якщо поверхня поділу зерен проходить вздовж площини з максимальною густиною вузлів співпадання, то через велике число атомів, що належать одночасно решіткам сусідніх зерен, структура поверхні поділу досить досконала і відповідно її енергія мінімальна. Така поверхня є особливою (спеціальною), яка відрізняється по своїй поведінці від довільних поверхонь поділу.

В полікристалічних металах частка спеціальних поверхонь поділу

складає від 5% до 40%. Із зростанням розміру зерен ця стає більшою [36].

У випадках, коли поверхня поділу зерен знаходиться під невеликим кутом до щільно упакованої площини в решітці співпадання, то вона може мати ступінчасту будову, що забезпечує мінімум енергії.

Для пояснення експериментальних результатів, які не вкладаються в теорію решітки співпадання вузлів, запропонована модель [31...34], згідно якої поверхня поділу співпадання має періодичну будову, її можна розглядати такою, що складається з однакових сегментів, які являються «одиницею повторюваності» двовимірної періодичної структури.

Важливу роль у формуванні структури поверхонь поділу зерен відіграють зернограничні дислокації. Ковзання зернограничних дислокацій не пов'язане з переносом маси, можливе тільки на плоских ділянках поверхонь зерен. Через те, що вся поверхня не є плоскою, то зернограничні дислокації можуть переміщуватись на значну відстань вздовж поверхні поділу при поєднанні ковзання і переповзання.

Крім дислокацій, утворених при пластичній деформації, існують внутрішні дислокації на поверхнях поділу, не зв'язані з прикладеним напруженням. Сітка внутрішніх дислокацій забезпечує мінімум енергії великокутової поверхні поділу при відхиленні орієнтації решіток сусідніх зерен [34, 36].

До лінійних дефектів структури поверхонь, крім дислокацій, відносять сходинок, які виявляються за допомогою іонного проектору.

В даний час єдина точка зору про будову великокутових поверхонь поділу зерен відсутня. Вважають, що поверхні поділу зерен представляють собою об'єми з періодично впорядкованою структурою, в складі якої присутні дислокації, поліедри, структурні одиниці. Наявні теоретичні і експериментальні результати дають можливість встановлювати зв'язки між структурою поверхонь поділу зерен і властивостями полікристалічних матеріалів.

Міжфазні поверхні розділяють фази з різним складом та структурою.

Відповідно до збільшення енергії власне міжфазної поверхні вони розташовуються таким чином:

а) когерентні міжфазні поверхні - фази мають несуттєві відмінності в параметрах ґраток і добре спряжені одна з одною при малих викривленнях на поверхні (рис. 1.1 а);

б) частково або напівкогерентні міжфазні поверхні -спряження фаз тільки часткове, для повного спряження потрібно ввести дислокації (рис. 1.1 б);

в) некогерентні міжфазні поверхні - фази по своїй будові настільки відмінні, що їх спряження неможливе, повністю відсутнє спільне розміщення атомів на поверхні розділу (наприклад, великокутові поверхні поділу зерен), для спряження необхідна перехідна ґратка та поверхневі дислокації (рис. 1.1 в).

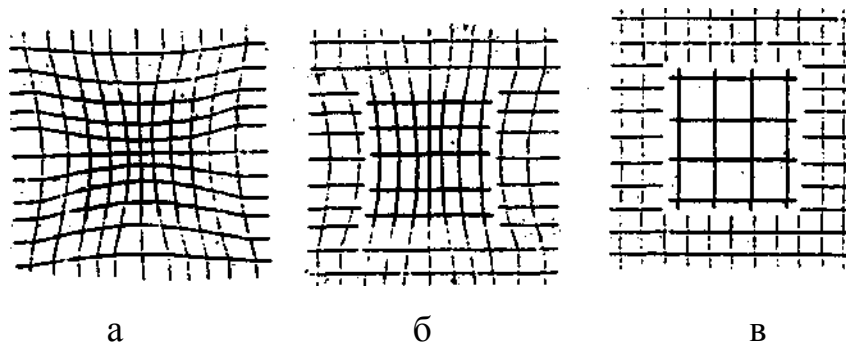


Рис. 1.1. Моделі когерентних (а), частково когерентних (б), та некогерентних (в) міжфазних поверхонь поділу [30, 38].

1.1.2. Атестація внутрішніх поверхонь поділу в полікристалах по їх енергіях.

Міжкристалітні зони, які мають товщину від трьох-чотирьох міжатомних відстаней до сотні і тисячі ангстрем, відіграють важливу роль в процесах перетворень і формуванні властивостей металів.

Атоми міжкристалітного шару поверхонь поділу знаходяться під впливом різноорієнтованих ґраток. На атоми міжкристалічного шару поверхонь поділу зерен чинять вплив атоми двох різноорієнтованих ґраток,

на атоми міжкристалітної зони ребер кристалів діють атоми трьох ґраток, а на атоми зон точок вершин кристалів – атоми чотирьох різноорієнтованих ґраток. Тому атоми міжкристалітних зон не підпорядковані діючим на них ґраткам, а займають деяке проміжне положення в просторі. В зазначеному порядку (грань, ребро, вершина) зростає насиченість міжкристалітних зон дефектами кристалічної будови (вакансії, дислокації, домішки) і рівень вільної енергії, віднесеної до одиниці об'єму міжкристалітної зони. Енергія активації атомів міжкристалітних зон значно нижча, ніж у внутрішньокристалітних атомів, тому процеси, інтенсивність протікання яких визначається рухливістю атомів (наприклад дифузійні), проходять в міжкристалітних зонах набагато інтенсивніше, ніж в середині кристалів. Якщо, наприклад, прийняти за 100% критичну енергію утворення зародка фериту в середині аустенітного зерна при температурі біля 1000 °K, то критична енергія утворення такого зародка на стику двох зерен аустеніту (грані) складає 11,5%, на стику трьох зерен (ребрі) - 2,3% і на стику чотирьох зерен (вершині) - всього 0,5% [39].

На внутрішніх поверхнях розділу більшість міжатомних зв'язків вже напружені, в тих випадках, коли міжатомні відстані збільшені більш, ніж на 10...15%, зв'язки виявляються зруйнованими.

В середині кристалу є невелике зміщення атомів з вузлів кристалічної ґратки, зв'язки напружені слабо, і їх вклад в загальну енергію атомів враховується в рамках лінійної теорії пружності [40, 41].

Поверхнева енергія між зернами E , рівна сумарній енергії атомів за рахунок стійкого відхилення з стану рівноваги ΔE_s , внесеної до одиниці площі поверхні поділу, визначається розташуванням атомів на границі, законами їх дії. Ця енергія складає біля 1/3 енергії вільної поверхні кристалу [40, 42, 43].

Енергія малокутової поверхні поділу зерен $E_{\text{гр}}$ визначається кутом їх розорієнтації Θ :

$$E_{\text{гр}} = E_0 \Theta (A - \ln \Theta), \quad (1.2)$$

де E_0 - константа, пропорційна модулю зсуву і вектору Бюргерса, A - константа, що визначається типом решітки.

Атоми, що знаходяться в співпадаючих вузлах, створюють викривлення кристалічної ґратки. Тому їх внесок в поверхневу енергію мінімальний. Поверхнева енергія буде тим менша, чим менше число ґраткових атомів припадає на один вузол співпадання. Залежність енергії від числа вузлів співпадання показана в роботах [2, 45]:

$$E(\Sigma) = \bar{E}(1 - \Sigma^{-1}), \quad (1.3)$$

де \bar{E} - середня по Θ і \bar{n} енергія границі.

Залежність енергії поверхонь поділу зерен від кута розорієнтації між ними характеризується наявністю провалів при розорієнтаціях $\Theta = \Theta_{oj}$, що відповідають утворенню спеціальних поверхонь поділу.

Модель спеціальних поверхонь поділу не пояснює до кінця сукупність - експериментальних даних по енергії, що пов'язано з їх мікрофасетуванням.

Найбільший внесок в енергію поверхонь поділу зерен дають атоми, що мають хоча би один обірваний зв'язок в першій координаційній сфері [44, 47].

Локальні зони поверхонь поділу зерен у зв'язку з їх меншою атомною впорядкованістю мають деякий надлишковий об'єм у порівнянні з ідеальною ґраткою. Такий об'єм називають вільним об'ємом поверхні поділу. Він представляє собою різницю об'ємів матеріалу, що охоплює ділянку поверхні і певну кількість атомів на ній і досконалого кристалу, що містить таку саму кількість атомів.

Результати систематичних вимірювань вільного об'єму в літературі не приведені. Одні дослідники вважають [45, 46, 47], що вільний об'єм поверхні поділу є тим більшим, чим менша густина зв'язків зі сторони зерна з менш щільним пакуванням ґратки. А енергію поверхні поділу визначає сторона з більш щільним пакуванням. Тому єдина залежність

вільного об'єму від енергії поверхні поділу зерна відсутня. Така залежність може з'являтися тільки при симетричних поверхнях.

В інших роботах [49...53] вказано, що існує лінійний зв'язок між величиною вільного об'єму і енергією поверхонь поділу зерен. Для міді, срібла і α -заліза величина вільного об'єму на поверхнях поділу зерен складає 2%. Величина вільного об'єму поверхні поділу зерен є основним структурним параметром, який визначає їх енергію. При пластичній деформації ґраткові дислокації, що бомбардують поверхні поділу зерен, додають в них вільний об'єм. В результаті змінюється енергія поверхні, яка може підвищуватись на десятки відсотків.

Нерівноважні поверхні поділу відрізняються від рівноважних величиною вільного об'єму, яка представляє собою міру нерівноважності поверхонь поділу зерен.

Релаксаційна підбудова атомів на звичайних поверхнях поділу ефективно знижує їх поверхневу енергію. Значення енергії довільних поверхонь поділу зерен визначають як суму енергій спеціальної поверхні і енергії власних зернограничних дислокацій:

$$E(\Theta_{oj} + \Delta\Theta \cdot \bar{n}) = E(\Theta_{oj} \cdot \bar{n}) + E(\Delta\Theta \cdot \bar{n}), \quad (1.4)$$

де $E(\Theta_{oj} \cdot \bar{n})$ - енергія спеціальної поверхні, $E(\Delta\Theta \cdot \bar{n})$ - енергія дислокаційної субструктури. Енергія поверхні поділу складає переважно 0,5 Дж/м² і більше [44].

Окремим випадком великокутової поверхні поділу з малими викривленням будови є поверхні двійників, енергія яких приблизно відповідає половині енергії дефектів пакування γ - енергії, акумульованої на ділянках з порушеною будовою атомних площин 0,010...1,0 Дж/м² тому двійникування відбувається у кристалів з малою енергією дефектів пакування (латунь, мідь, аустенітна сталь) з ГЦК – ґраткою (рис. 1.2).

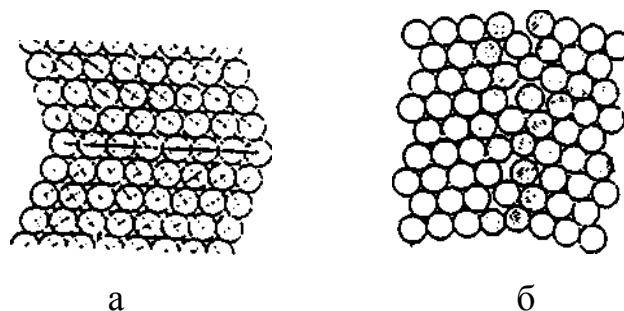


Рис. 1.2. Модель великокутової границі (а) і границі двійників (б).

1.1.3. Квантовохімічні уявлення про будову поверхонь поділу полікристалів.

Атомні конфігурації на поверхнях поділу, виявленні в рамках геометричних моделей, в багатьох випадках є енергетично невігідним. Тому на поверхнях відбувається зміщення атомів з утворенням релаксованих конфігурацій. В більшості досліджень структуру поверхонь поділу зерен розглядають як комбінацію структурних елементів з малими періодами ідентичності. Одна з характерних особливостей поверхонь поділу є наявність трикутних груп атомів, які відображають тенденцію до утворення щільного пакування релаксованих атомів на поверхнях.

Розрахунки релаксованої структури поверхонь поділу зерен проводять методами цифрового моделювання. При цьому міжатомний потенціал задають у вигляді парної взаємодії, наприклад, потенціальної функції Морзе для поверхонь поділу зерен кристалів з ГКЦ - граткою [23, 46].

Поблизу поверхонь поділу в середині кристалітів відбуваються локальні викривлення кристалічної ґратки. Ці локальні викривлення приводять до збільшення довжини зв'язків і, можливо, до утворення ненасичених зв'язків, що видозмінює електронні властивості поверхонь поділу.

Існування електронних станів, локалізованих на вузлах з обірваним зв'язком, пояснюється, наближенням в концепції сильного зв'язку (рис. 1.3).

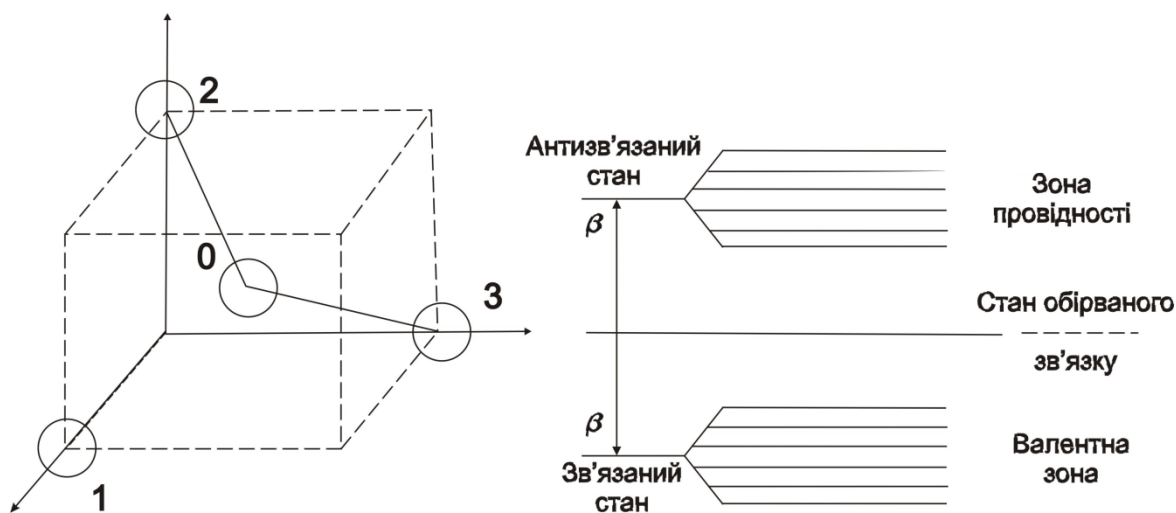


Рис. 1.3. Схема електронних зв'язків в ґратці ОЦК.

У атома з обірваним зв'язком Θ координаційне число рівне трьом, в той час як його найближчі сусіди 1, 2, 3 тетраедрично координовані. Якщо $\varphi_{ij} - S_p^3$ гібридизована орбіталь, центрована на атомі i орієнтована до атому j , "обірвана" орбіталь позначається φ_0 [47, 48].

В наближенні сильного зв'язку всі інтеграли, перекриття припускаються рівними, якщо H позначає гальмівний оператор системи. Матричні елементи H класифікуються в порядку зменшення їх величини.

Головними членами являються $\langle \varphi_{ij}(H)\varphi_{ji} \rangle \alpha$ і $\langle \varphi_{ij}(H) \rangle \varphi_{ji} = \beta$. В молекулярній моделі нехтують другими матричними елементами H . При цих допущеннях всі електронні стани діляться на три класи: зв'язаний стан B , антизв'язаний стан A і стан обірваних зв'язків станів відповідно рівні: $E_B = \alpha = \beta$, $E_A = \alpha + \beta$, $E_{Дв} = \alpha$.

Хвильові функції стану описуються виразами:

$$\begin{aligned}\psi_B &= (\varphi_{ij} + \varphi_{ji}) / \sqrt{2} \\ \psi_A &= (\varphi_{ij} - \varphi_{ji}) / \sqrt{2} . \\ \varphi_{Дв} &= \varphi_0\end{aligned}\tag{1.5}$$

Врахування внутрішньоатомних матричних елементів приводить до розширення зв'язаних і антизв'язаних станів, які перетворюються у валентну зону і зону провідності. Стан обірваних зв'язків при цьому не зачіпається. Тільки врахування матричних елементів сусідів, слідуючих за

ближніми, приводить до зсуву енергії обірваних зв'язків у відповідності з описаною картиною [47].

Вузол з обірваним зв'язком може знаходитись в трьох заряджених станах. Це визначається відносним розташуванням рівня Фермі E_f і енергією контрольного обірваного зв'язку $E_{дв}$.

Заряд обірваного зв'язку рівний +1 (в одиницях заряду електрону), якщо $E_f < E_{дв}$. Таким чином вузол з обірваним зв'язком має амфотерний характер. Слід відмітити, що електронна теорія взаємодії атомів внутрішніх поверхонь розділу до кінця не розвинута, однак роботи інтенсивно проводяться, особливо для аналізу та прогнозування властивостей поверхонь поділу зерен при міжкристалітній внутрішній адсорбції домішок.

1.1.4 Особливості будови потрійних стиків поверхонь поділу зерен і їх вплив на властивості сплавів.

Лінійні дефекти, вздовж яких стикаються три різноорієнтовані зерна, відносять до потрійних зеренних стиків, що відіграють важливу роль в процесах пластичної деформації, рекристалізації і поведінці сплавів при технологічних обробках [54]. Для потрійних стиків є характерним більший вільний об'єм у порівнянні із границями зерен, які його утворюють [55].

В даний час питання, які пов'язані із структурно-енергетичними характеристиками, вільним об'ємом, ефективним радіусом потрійних стиків, а також структурних перетворень в локальних об'ємах біля стиків є маловивченими. Проведення реальних експериментів вимагає досліджень динаміки структури на атомному рівні, що викликає значні труднощі. В зв'язку з цим при аналізі будови стиків і їх ролі в поведінці матеріалів широко використовують методи комп'ютерного моделювання.

Енергія границь зерен і їх відносний натяг визначають кути між границями зерен в потрібному стику [47]. Коли кути між границями в стиках близькі до 120° , це вказує на однакове значення енергії границь [56]. Значення енергії границь зерен і кутів між ними в потрібному стику описується рівнянням Херінга [57, 58]:

$$\sum_{i=1}^3 \left(\sigma_i \vec{b}_i + \left(\frac{\partial \sigma_i}{\partial \varphi_i} \right) \vec{n}_i \right) = 0, \quad (1.6)$$

де σ_i – енергія i -ої границі зерен; \vec{n}_i – одиничний вектор, нормальний до i -ої границі; \vec{b}_i – одиничний вектор, який спрямований від стику вздовж i -ої границі; φ_i – кут, що характеризує орієнтацію i -ої границі у просторі.

У випадку рівноваги потрібного стику, коли його конфігурація залишається незмінною другим доданком, який описує рівновагу по відношенню до повороту навколо осі вздовж лінії стику, можна знехтувати.

Для кутів між границями зерен можна записати співвідношення Янга [57, 58, 59]:

$$\frac{\sigma_1}{\sin \lambda_1} = \frac{\sigma_2}{\sin \lambda_2} = \frac{\sigma_3}{\sin \lambda_3}, \quad (1.7)$$

де $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – енергії границь, що утворюють потрібний стик зерен; $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – кути, розміщені напроти відповідних границь.

Вищенаведені рівняння (1.6, 1.7) використовують для визначення відносної енергії границь по кутам між ними в потрібних стиках зерен [60, 61].

Результати, наведені в літературі, які стосуються енергії потрібних стиків, є неоднозначними і суперечливими [62, 63], що пов'язано із використанням різних визначень енергії із відмінностями початкових умов її відрахунку.

Зокрема в одних випадках потрібний стик розглядають як такий, що характеризується власною енергією утворення по відношенню до

кристалу. В іншому випадку енергія визначається як різниця енергії системи зі стиком з границями зерен і сумою енергії кристалічної ґратки з такою ж кількістю атомів та енергії границь, які входять в систему, до утворення геометричної лінії. Енергія потрійного стика, як самостійного дефекта, є позитивною. А енергія як різниця сум енергій стика плюс границь і енергій границь плюс енергії кристалу буде мати від'ємне значення у випадку рівноваги в околі потрійного стика [64, 65].

Комп'ютерним моделюванням встановлено, що енергія стика має значення 10^{-10} Дж/м і такий самий порядок, як і енергія границь зерен. Така залежність вказує на ідентичність їх атомної структури [62, 63, 66, 67].

В той же час на основі досліджень рівчаків травлення за допомогою атомно-силового мікроскопа показано, потрійні стики мають енергію 10^{-8} Дж/м [68]. Така велика різниця пов'язана із методикою моделювання структури стиків, в якій не враховуються дефекти і концентратори напружень в стиках.

Аналіз будови стиків показав, що в деяких з них присутні дефекти ротаційного типу – дисклінації. Запропоновані моделі будови потрійних стиків, які були розвитком моделей границь зерен [69, 71]. У випадках, коли в потрійному стику за рахунок кристалографічних особливостей напруження від дислокацій на сусідніх границях зерен не компенсуються лінію стика розглядають, як окремий дефект ґратки (дисклінацію). Коли напруження від дислокацій на границях зерен збалансовані, і вектор Бюргерса сусідніх рядів власних дислокацій границь зерен є рівний нулю, лінію стика розглядають як уявний дефект. Полікристал представляють, як сітку дислокацій – ґраткових, зернограничних, або на лініях потрійного стика.

Наявність збалансованих (І-ліній) і незбалансованих (U-ліній) дислокаціями потрійних стиків впливає на їх властивості [72, 73, 80]. Встановлено, що U-лінії є місцями, в яких відбуваються сегрегація

домішок, корозія [74, 75]. Потрійні стики U-типу, що містять дислокації, виявлені експериментально [76].

Із збільшенням частки малокутових границь в алюмінії ($\Sigma 1$) і двійникових границь в міді ($\Sigma 3$) утворюються потрійні стики із збалансованими дислокаціями відповідно моделі I-ліній [77].

Будова потрійних стиків суттєво впливає на механічні властивості матеріалів. При дослідженні тонких мідних зразків показано, що при відсутності потрійних стиків їх міцність є в два рази вищою ніж в зразках із стиками [78,79].

Поява дисклінацій на стиках може бути пов'язана із будовою границь, яка складається із структурних елементів, які періодично повторюються. В випадках, коли довжина границі зерна, що обмежена потрійними стиками не є кратною періоду повторюваності структури, то на кінцях границі в потрійних стиках утворюються дисклінації [64, 66, 80]. Такий механізм формування є важливим для коротких границь.

Наведені моделі відносять до "рівноважних" потрійних стиків. Для стиків в реальних сплавах є характерною присутність на них надлишкових дефектів, що не є геометрично необхідними, в наслідок технологічних обробок. В зв'язку із цим на основі експериментальних досліджень запропонована наступна класифікація потрійних стиків [76, 77]: 1) чисті стики з дисклінаціями; 2) стики з напруженими наночасточками; 3) стики без часточок і дисклінацій; 4) стики з ненапруженими часточками.

Стики, які містять дисклінації або напружені часточки, є джерелами внутрішніх напружень. Стики без часточок і дисклінацій із зкомпенсованими дислокаціями не створюють внутрішніх напружень. В умовах дії зовнішніх навантажень із збільшенням деформації частка напружених стиків і густина дисклінацій в них зростає [89, 90]. А відсоток стиків без дефектів зменшується.

При великій потужності дисклінації в потрійному стикі, відбувається її розщеплення з аморфізацією області потрійного стикіу або утворенням

трьох дисклінацій меншої потужності, які розміщені на границях сусідніх зерен [55, 81]. Таке розщеплення зменшує ймовірність зародження міжзеренних мікротріщин [81].

В порошкових матеріалах при пресуванні потрійні стики містять високу долю вільного об'єму включаючи мікропори. Енергія потрійних стиків є вищою ніж границь зерен, а їх структура має більший вільний об'єм. Це зокрема показано методом анігіляції позитронів для заліза [82]. При дослідженні цинку показано, що мікротвердість в потрійних стиках на 20% менша мікротвердості в границях зерен [83]. Значення вільного об'єму сприяє вищій дифузійній проникливості потрійних стиків [84, 85, 86], а також переважній корозії локальних областей навколо них [87, 88].

1.2. Формування поверхонь поділу зерен при зварювання та технологічних обробках металічних систем

1.2.1. Вплив режимів зварювання на параметри структури внутрішніх поверхонь поділу заготовок і виробів.

Однією із тенденцій сучасного машинобудування є отримання зварних з'єднань із підвищеним ресурсом за мінімальних енергетичних втрат. Реалізація цього напрямку в значній мірі визначається можливістю технологій, які необхідні для формування потрібної структурної еволюції матеріалу в зоні зварного з'єднання.

Тобто структура повинна забезпечувати максимально можливі параметри міцності і життєвого циклу виробів із нероз'ємним з'єднанням під час експлуатації [50, 51].

Зварні з'єднання після наплавлення електродами складаються із трьох зон – зони литої частини, де кристалізувався литий метал, зони термічного впливу та основного металу. В залежності від особливості технологій отримання з'єднань можливим є формування хімічної, фізичної та структурно-фазових неоднорідностей [51].

В зоні литої частини перекристалізація при зварюванні, що викликана різницею енергій та деформацій, сприяє появі потоків вакансій в полі градієнту температур та деформацій. В результаті при затвердінні полікристалічного металу в твердій фазі безпосередньо за фронтом кристалізації виникають границі зерен, що представляють собою поверхні поділу між різно орієнтованими кристалічними ґратками сусідніх зерен. В зоні термічного впливу спостерігається більш висока хімічна однорідність, ніж у вилитому металі з'єднання [50]. Такий розподіл елементів пов'язаний із процесами повернення і рекристалізації деформованого металу, що відбувається під дією зварного нагріву. Основним видом хімічної неоднорідності, яка виникає в цьому випадку, є накопичення домішок і легуючих елементів на внутрішніх поверхнях поділу. Переважне розміщення домішок внаслідок міжкристалічної внутрішньої адсорбції або дифузії легуючих елементів вздовж поверхонь поділу зерен. Крім того може відбуватись дифузія атомів впровадження до поверхонь зерен, які діють, як стоки для точкових дефектів і є місцями переважно протікання фазових перетворень [49].

Більша неоднорідність у зварному з'єднанні є характерною поблизу границі сплавлення. В цій зоні відбувається дифузійне проникнення деяких елементів з розплавленого металу ванни зварювання в основний метал. В деяких випадках ширина зони дифузійного проникнення може досягати 0,2...0,3 мм. Зміна хімічного складу на цій ділянці пов'язана з плавленням великокутових поверхонь поділу зерен, що виходять до ванни рідкого металу, і його проникнення в основний метал.

В зв'язку із тим, що більшість легуючих елементів і домішок краще розчиняються в рідкому металі, відбувається переміщення елементів з твердої фази у рідку. Такий характер переміщення домішок виявлений при зварюванні сталей, де у ванну рідкого металу переміщується сірка, фосфор і вуглець.

Слід відмітити, що результати досліджень, які присвячені аналізу зміни енергетичного стану поверхонь поділу зерен зварних з'єднань в залежності від режимів зварювання сплавів до кінця не систематизовані.

1.2.2. Формування первинних поверхонь поділу зерен литих сплавів.

При кристалізації в місцях виходу поверхонь поділу зерен на поверхню фронту кристалізації виникає найбільше переохолодження розплаву і утворюються зародки твердої фази [49, 50].

В умовах комірчасто-дендритної кристалізації сусідні кристаліти стикаються стінками комірок. Отже, уздовж стінок комірок, що належать різним кристалітам, повинні проходити поверхні поділу між кристалітами. Такі поверхні мають велику нестабільність унаслідок розвинутої поверхні і випадкової орієнтації і за час охолодження литого металу після затвердіння зміщуються в нові, більш рівноважні, положення – з меншою вільною енергією. Міграція поверхонь поділу кристалітів відбувається в інтервалі температур високої дифузійної рухливості атомів ($t_c - t_p$) [50].

При багаторазовому нагріванні або при тривалій витримці литого металу в області температур інтенсивної міграції поверхонь поділу зерен відбувається повна зміна зеренної структури литого металу [49].

Якщо литий метал охолоджується після затвердіння з великою швидкістю, то поверхні поділу кристалітів не встигають істотно змінити своє початкове положення і повторюють обриси дендритів і комірок.

В даний час не існує єдиної теорії, що пояснює механізм міграції поверхонь поділу.

Розрахункові значення, що збігаються по порядку величин з експериментальними, дають модель одиничних переходів [49], що описує кінетику міграції поверхонь поділу зерен у чистих металах. Швидкість міграції в моделі одиничних переходів представлена рівнянням:

$$V = \frac{evb}{kT} V_F \exp\left(\frac{V_F S_A}{k}\right) \exp\left(-\frac{Q_G}{kT}\right), \quad (1.8)$$

де v - частота перескоків атомів; b - локальне переміщення границі відповідному переходові одного атома з зерна в зерно (вектор Бюргерса); k - постійна Больцмана; T - абсолютна температура; e - рушійна вільна енергія міграції; S_A - ентропія активації процесу міграції; Q_G - енергія активації міграції.

Частоту перескоків замінюють в цьому рівнянні величиною $\frac{k}{h}$, де h - постійна Планка. При $S_A \approx 0$ (S_A - мала величина) рівняння (1.8) здобуває вид:

$$V = \frac{evb}{kT} V_F. \quad (1.9)$$

1.2.3. Формування вторинних поверхонь поділу зерен.

В результаті міграції поверхонь поділу зерен, що проходить у період охолодження литого металу після кристалізації, сітка границь литих зерен виявляється зміщеною стосовно коміркових і дендритних форм, що виникли при кристалізації.

Гіпотеза "вторинних" границь виникла при вивченні поверхні металу, що кристалізується [50].

Логічно виникає імовірність попередити формування в литому металі великокутових поверхонь поділу зерен при гартуванні його з розплавленого стану. Однак численні публікації про структуру швидкозагартованих металів не підтверджують такого припущення. У роботах, виконаних на інструментальних і хромонікелевих сталях, суперсплавах нікелю, алюмінієвих сплавах, переконливо показано, що наддрібні зерна в швидкозагартованому литому металі (швидкості затвердіння $10^5 \dots 10^6$ град/с) розділені однорядними великокутовими поверхнями поділу. Малокутові дислокаційні поверхні є елементами внутрішньозеренної будови швидкозагартованого кристалічного металу [49].

Поверхні поділу зерен в литому металі виявляються у вигляді чітких тонких ліній, характерних для звичайних висококутових границь. Такий же вид мають границі зерен в рекристалізованому металі. Таким чином, висококутові поверхні поділу зерен в литому металі формуються відразу в процесі кристалізації. Імовірно, в окремому випадку, коли стикаються зерна близької орієнтації, між ними може утворилися однорядна або багаторядна дислокаційна поверхня поділу, однак сформувати дислокаційні поверхні по всьому об'ємі литого кристалічного металу не можна навіть при надвисоких швидкостях охолодження. Як відомо, альтернативою надшвидкої кристалізації є затвердіння розплавів з одержанням аморфного стану. Однак у цьому випадку вже не приходиться говорити про дислокаційну структуру металу.

1.2.4. Роль пластичної деформації у формуванні структурно – енергетичного стану поверхонь поділу зерен.

Пластична деформація впливає на структуру матеріалу на різних масштабних рівнях, змінюючи розподіл та щільність дефектів, морфологію, об'ємну долю та структуру вторинних фаз. Детально ці явща розглянуті в роботах [51, 52].

При розгляді процесу деформації полікристалів необхідно приймати до уваги:

- а) неоднакову орієнтацію окремих кристалів;
- б) відмінні пружні і пластичні властивості кристалів, якщо мова йде про різні фази;
- в) наявність поверхонь поділу зерен як перешкод для руху дислокацій.

Більшість сучасних дослідників вказує на те, що необхідно виділити поверхні поділу зерен не тільки як фактор, який пов'язаний розмірами зерен та їх розорієнтацією, але і як окремий структурний елемент [43, 44, 45]. Це обумовлено суттєвою неоднорідністю напружено-деформованого

стану в зв'язку із присутністю поверхонь поділу [53].

Пластична деформація є результатом незворотного переміщення дефектів ґратки, головним чином, дислокацій. При дії навантаження відбувається гетерогенне зародження дислокацій на зовнішніх і внутрішніх поверхнях поділу (поверхні матеріалу, поверхнях зерен і фаз) [89, 90]. Поля напружень, які виникають, накладаються на зовнішні, це може приводити до того, що і в сусідніх зернах буде досягнуте напруження, яке активує переміщення дислокацій. Пластична деформація передається в сусідні об'єми (кристаліти, що стикаються) [91].

Процес утруднюється, коли розмір зерна зменшується і зменшується кількість дислокацій, які скупчуються на поверхнях поділу зерен, зменшуються поля напружень, а, головним чином, збільшується набір розорієнтувань зерен, що сумарно робить поверхні поділу більш ефективними перешкодами [33, 92]. Емпіричне співвідношення між розміром зерна (d) і межею текучості (σ_T) для полікристалів встановлено Холлом і Петчем :

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_{sd} d^{-\frac{1}{2}}, \quad (1.10)$$

де σ_0 - напруження тертя ґратки (напруження початку руху дислокацій), K_{sd} - константа, яка враховує вплив структури поверхонь поділу зерен, ступені закріплення дислокацій, легування, тобто, здатність поверхні передавати деформацію із зерна в зерно.

Більшість сучасних дослідників при вивченні процесів деформації прямує по шляху, прокладеному Петчем, і аналізує фактори, що впливають на величину границі текучості (σ_T). В процесі деформації поблизу включень вторинних фаз, на потрійних стиках зерен, біля поверхонь поділу зерен раніше, ніж в об'ємі зерна, починається множинне ковзання дислокацій.

Поверхні поділу і стики зерен є джерелами більш високої концентрації напружень ніж окремі дислокації і дислокаційні скупчення [93].

Підвищення рівня локальних напружень в зонах біля поверхонь

поділу зерен сприяє зародженню в них пластичних зсувів. Найкращі умови для їх зародження реалізуються поблизу потрійних стиків і поверхонь, які виходять на зовнішню поверхню полікристалів. Рівень напружень в цих зонах зростає із збільшенням різниці в пружних характеристиках кристалів, що контактують між собою.

Комплексні дослідження по атестації границь зерен деформаційного походження показали, що утворення нових поверхонь розділу зерен при низьких температурах (менше $0,3...0,4 t_{nl}$) відбувається при відносно великих ступенях деформації. Спочатку поверхні обірвані (часткові дисклінації) мають вигляд поодиноких або мультипольних конфігурацій. Утворення суцільної сітки поверхонь поділу зерен відбувається в першу чергу біля вихідних поверхонь зерен. Тільки при значних ступенях деформації фрагментація охоплює весь зразок [94].

При куті розорієнтації кристалів $\Theta < 3^\circ$ нові поверхні мають дислокаційну структуру. Вони дуже недосконалі, як правило, оточені дислокаційною "бахромою". Із збільшенням Θ дислокації в поверхнях деформаційного походження розташовані більш впорядковано, при $\Theta = 5^\circ...10^\circ$ поверхні тонкі і утворюють так звану коміркову будову. При розорієнтуванні, десятки градусів нові поверхні по своїм морфологічним та кристалогеометричним ознакам нагадують звичайні великокутові поверхні поділу зерен, але на відміну від них мають багато локальних, дефектів – специфічних лінійних джерел напружень, потужність яких значно перевищує потужність джерел дислокаційного типу. Це вказує на те, що поверхні поділу зерен деформаційного походження нерівноважні.

В залежності від характеру зовнішнього впливу на полікристал, і типів поглинаючих дефектів структура поверхонь поділу в нерівноважному стані може бути дуже різноманітною. В роботі [53] показано, якщо нерівноважна структура поверхонь формується при поглинанні великої кількості дислокацій із ґратки, то надлишкова енергія поверхонь поділу зерен пропорційна дисперсії відстані між

зернограничними дислокаціями. Так, для алюмінію, надлишкова енергія нерівноважних поверхонь зерен, структура яких формується при низькотемпературній деформації, складає приблизно $0,12 \text{ Дж/м}^2$, тобто, перевищує на 20% енергію рівноважних поверхонь (після відпалу).

Потоки вакансій при навантаженні матеріалів направлені таким чином, щоб зменшити деформацію, викликану напруженнями. Утворення пар атом-вакансія сприяє сегрегації атомів на поверхнях поділу зерен, паралельних напрямку дії напружень. Джерелами атомів, які адсорбуються при утворенні сегрегацій під навантаженням, є інші поверхні поділу зерен, а не гратка, через те, що енергія активації для дифузії на поверхнях зерен менше, ніж при об'ємній дифузії. В сталях ситуація ще більше ускладнюється виділенням карбідів на поверхнях поділу зерен, що сприяє утворенню сегрегацій на поверхнях поділу частинка-матриця [95].

1.3. Вплив термічної обробки на структуру поверхонь поділу і властивості покращувальних сталей.

1.3.1. Вплив гартування на структуру поверхонь поділу зерен.

Під час охолодження внутрішні поверхні поділу мають визначальний вплив на кінетику фазових перетворень. Зокрема міжфазні поверхні переміщуються зсувним механізмом, при якому атомне оточення не змінюється. Ці переміщення реалізуються ковзанням дислокацій, що лежить в основі елементарних актів пластичної деформації ковзання і двійникування.

Фазове перетворення при масивному механізмі проходить шляхом нормального переходу атомів через міжфазну поверхню без перерозподілу компонентів між фазами. Характерною особливістю таких перетворень є утворення фази такого складу, який відповідає вихідній фазі. Масивне перетворення має багато схожого із мартенситним.

Але на відміну від мартенситного перетворення, масивне перетворення не приводить до утворення орієнтованих кристалітів. Кристали, що ростуть по масивному механізму, пересікають поверхні поділу, що існували у високотемпературній фазі і отримують більш або менш рівновісну форму [96, 97]. Зв'язок між вихідною фазою і фазою, що утворилася, є відсутній.

Рух міжфазної поверхні при мартенситному перетворенні по своєму характеру близький до поширення двійникових поверхонь. В обох випадках перебудова ґратки проходить переміщенням часткових дислокацій вздовж міжфазної поверхні. Із зсувним характером перебудови ґратки пов'язано утворення багаточисельних дефектів ґратки в мартенситній і вихідних фазах. Дефекти є наслідком пластичної релаксації пружних напружень, які виникають у зв'язку із зміною форми області, що перетворюється.

При мартенситних перетвореннях в умовах значного переохолодження індивідуальні переходи атомів через міжфазні поверхні гальмуються. Тому фазове перетворення затримується, якщо повільним охолодженням або ізотермічною витримкою стабілізуються міжфазні поверхні.

В сплавах заліза, що містять невелику кількість легуючих елементів, при гартуванні утворюється рейковий мартенсит, кристали якого групуються в пакеті. Металографічно пакети або області селективного відбиття добре виявляються при травленні. Характерною особливістю рейкового мартенситу є групування його кристалів у пакети, в кожному з них існує закономірний набір орієнтувань мартенситу. Напрямки ковзання при деформації сталі з пакетним мартенситом залежать від орієнтування пакета, а тріщини при руйнуванні змінюють свій напрям при переході від одного пакету до іншого.

Пакетний мартенсит, який є основною структурною складовою високоміцних сталей, має складну систему внутрішніх поверхонь поділу. Це поверхні поділу зерен аустеніту, поверхні між мартенситними пакетами і кристалами мартенситу в пакеті. Роль поверхонь в процесах пластичної

деформації руйнування мартенситу визначається їх дислокаційною структурою, рухомістю границь і “прозорістю” для інших дислокацій.

В пакетному мартенситі переважаючи внутрішні поверхні поділу – поверхні між кристалами шести орієнтувань в пакеті і поверхні між кристалами 24 орієнтувань на стиках пакетів [99, 100, 101]. Із п’яти типів поверхонь між кристалами в пакеті дві є малокутовими, одна – некогерентна двійникові і дві регулярні (спеціальні) поверхні. Відхиленням від регулярності є кручення. Рухомість таких поверхонь є поганою. Це пов’язано із необхідністю перебудови сіток дислокацій при русі цих поверхонь, що робить їх малопрозорими для дислокацій. Гвинтові дислокації, що утворюють поверхню кручення мають дальнодіючі поля напружень на віддалі порядку товщини рейки. В зв’язку із цим мартенсит зберігає внутрішні напруження поки існують самі рейки.

У всіх типах поверхонь в мартенситному пакеті розвороти в площині поверхні створюються гвинтовими дислокаціями, тому навіть малокутові поверхні є важкопрозорими для дислокацій ковзання.

На відміну від поверхонь між кристалами всередині пакету, більшість поверхонь між пакетами є великокутовими, нерегулярними (неспеціальними), несиметричними. Співвідношення поверхонь різного типу між пакетами мартенситу є наступним: 6% всіх поверхонь є малокутовими, 77% нерегулярні великокутові поверхні. Оскільки властивості нерегулярних поверхонь (на відміну від регулярних) мало залежать від орієнтування, плоскі поверхні пакета є однорідними за властивостями нерегулярними границями з вкрапленнями площинок “доброго” спряження, що мають площу, яка приблизно дорівнює перерізу рейки.

1.3.2. Зміна структури поверхонь поділу при відпуску сталей.

При нагріванні загартованої сталі рухомість вуглецю заліза і легуючих елементів суттєво різняться, внаслідок цього розвиваються різні за своєю фізичною природою процеси – розпад мартенситу, перетворення

залишкового аустеніту, утворення і перетворення карбідних фаз, зміни тонкої структури матриці, коагуляція карбідів і перерозподіл легуючих елементів і домішок між матрицею і карбідами, а також всередині твердого розчину (між об'ємами і приграничними зонами зерен) [97].

При аналізі процесів відпуску більшість досліджень присвячена вивченню розпаду мартенситу, перерозподілу вуглецю, виділенню карбідів, перетворенню аустеніту, впливу легуючих елементів на кінетику цих процесів [100, 101, 102, 103].

В той же час вплив відпуску на структуру і фазовий склад внутрішніх поверхонь поділу є не до кінця вивченим.

При нагріві вуглецевих сталей вище 300 °С, а легованих вище 450-500 °С розпад мартенситу відбувається нерівномірно. По границях кристалів, а також пакетів мартенситу і вихідних аустенітних зерен він протікає із більшою швидкістю [103, 104]. Мартенсит, який виникає при цьому має ділянки із різним вмістом вуглецю і знижений опір динамічним навантаженням.

Збереження в структурі мартенситу різного роду дефектів (поверхонь поділу зерен аустеніту, пакетів мартенситу та ін.) до температур високого відпуску призводить до неодночасності процесів карбідоутворення і неоднорідності хімічного складу різних ділянок матриці по карбідотвірним елементам. При певних умовах виникає “вторинна” неоднорідність твердого розчину по іншим елементам (домішкам), які не приймають участь безпосередньо в процесах розпаду. Приграничні зони збагачуються фосфором і елементами – аналогами фосфору.

При відпуску із підвищенням температури і тривалості змінюється тонка субструктура матриці. Відбувається полігонізація всередині кристалів α - фази і подальший ріст полігонізованих субзерен. Щільність дислокацій різко знижується (при відпуску від 400 до 700 °С від 10^{10} до 10^9 см⁻²). У вуглецевих сталях при відпуску вище 600 °С границі субзерен α - фази стають рівноважними [104, 105, 106]. В легованих конструкційних сталях явище рекристалізації спостерігається при тривалому відпуску при температурах вище 600 °С.

Зі збільшенням температури енергія великокутових поверхонь поділу

зменшується. При деякій температурі відбувається стрибкоподібне зменшення відносної енергії. Це проявляється у різних положеннях окремих частин поверхні поділу.

При відпуску можливі процеси повернення структури на поверхнях поділу зерен. Поверхні зерен представляють метастабільні конфігурації і, слід очікувати, в умовах високого відпуску настає їх повернення до рівноважної структури. Тобто можлива анігіляція дислокацій за наступною схемою: дислокації ґратки → абсорбація дислокацій поверхнями поділу зерен → зернограничні дислокації → повернення структури поверхні → досконала поверхня зерна. Якщо процес повернення структури поверхонь поділу протікає не дуже швидко, то вони не будуть в повній мірі сприймати дислокації ґратки.

1.4. Вплив легування на параметри поверхонь поділу зерен і властивості сталей і сплавів.

Покращувальні сталі – це сплави, які використовуються після гартування з високим відпуском (550...650°C). Після термообробки вони мають структуру сорбіту, характеризуються високим опором ударним навантаженням, найкращим співвідношенням між міцністю і в'язкістю, малою чутливістю до концентраторів напружень [101, 102, 103]. Дані сталі використовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах циклічних або ударних навантажень, контактної взаємодії, вали, шестерні, шатуни, штоки, зубчасті вінці. Високий рівень прогартуваності і механічних властивостей забезпечується за рахунок легування сталей такими елементами, як хром, кремній, марганець, нікель і молібден.

У випадку суцільної прогартуваності після однакової термічної обробки властивості різних марок поліпшуваних сталей близькі між собою. Тому вибір тієї або іншої марки сталі в кожному конкретному випадку обумовлений прогартуваністю сталі, перерізом деталі й складністю її конфігурації, наявністю концентраторів напружень (рис. 1.4).

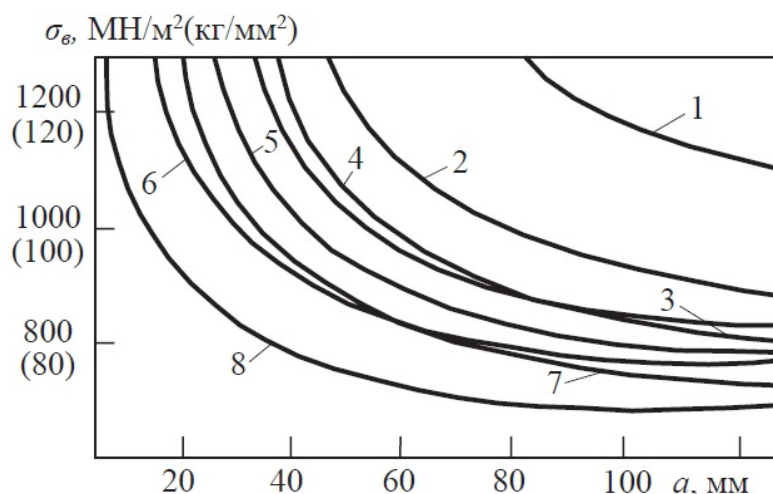


Рис. 1.4. Діаграма для вибору марок конструкційної сталі залежно від міцності та розмірів перерізу [108, 109, 110]: 1 – сталь 30ХНЗМ, 2 – сталь 30ХНЗ, 3 – сталь 34ХМА, 4 – сталь 33ХСА, 5 – сталь 33НЗ, 6 – сталь 35ХА, 7 – сталь 35СГ, 8 – сталь 30.

Сталі, що поліпшуються можуть бути умовно розділені на 5 груп. Зі зростанням номера групи росте ступінь легування і розмір перерізу, в якому досягається суцільна прогартовуваність.

1.4.1. Поверхні поділу зерен і структурні перетворення в сталях при гартуванні і високому відпуску.

Проведення зміцнювальної обробки сталей з метою отримання заданих механічних властивостей вимагає аналізу структурних змін, які відбуваються під час аустенітизації [101...106].

Експериментальні результати вказують на двостадійний механізм формування зародків аустеніту [95, 107, 108]. Спочатку відбувається поліморфне α - γ перетворення по зсувному механізму з утворенням метастабільного маловуглецевого аустеніту. На другому етапі в аустеніті збільшується концентрація вуглецю внаслідок розчинення в ньому часточок карбідів.

Зародки аустеніту в доєвтектоїдних сталях утворюються на поверхнях

поділу зерен фериту, або перлітних колоній. При малій товщині зародка, його утворення є можливим з подвоєнням площі поверхонь поділу, а ріст відбувається, якщо нова поверхня є когерентною (має низьку енергію). По мірі росту зародка його поверхня поділу із когерентної перетворюється в некогерентну, а голчасті зародки γ -фази в рівновісні зерна [95, 104, 108, 110].

Змінюючи температуру і час витримки в області існування аустеніту, можна змінювати форму поверхонь поділу зерен середньовуглецевих сталей [106, 107].

Аналіз об'ємних змін дозволяє виділити три температурних інтервали перетворень при відпуску вуглецевих сталей. Перше перетворення відбувається при температурах 100...200°C, при яких загартований зразок зменшує свої розміри, що пов'язано із розпадом мартенситу, який має найбільший питомий об'єм. Друге перетворення при відпуску проходить в інтервалі температур 200...300°C, при цьому довжина загартованих зразків зростає в зв'язку із розпадом залишкового аустеніту. Третє перетворення (при температурах 300...400°C) проявляється в зменшенні довжини зразків внаслідок виділення Fe_3C з мартенситу.

Легувальні елементи мають вплив на процеси, що відбуваються при відпуску сталей, який проявляється при температурах дифузійної рухомості їх атомів. Зокрема в легованих сталях уповільнюється ріст карбідів і зберігається перенасиченість вуглецем α -розчину до температур 450...500°C [109...115].

1.4.2. Закономірності окрихчення поверхонь поділу при відпуску економнолегованих сталей.

Однією із актуальних проблем сучасного матеріалознавства, механіки деформованого твердого тіла і проектування машин є оцінювання надійності і безпеки обладнання, яке відпрацювало розрахунковий термін

роботи. Важливим питанням, яке спрямоване на вирішення цієї проблеми є визначення параметрів властивостей і структури матеріалів, які гарантують безпечну експлуатацію виробів, і граничні зміни характеристик, при досягненні яких обладнання слід виводити з експлуатації [116, 117].

Під час роботи і ремонту обладнання при високотемпературних нагрівах відбуваються дифузійні процеси, при яких проходить перерозподіл домішок і легувальних елементів між внутрішніми об'ємами і поверхнями поділу зерен, поява зернограничних сегрегацій, зміна властивостей полікристалічних матеріалів. В той же час в літературі відсутні відповіді на питання як впливає сегрегаційний перерозподіл елементів на зниження експлуатаційної надійності деталей машин. В значній мірі це пов'язано із тим, що недостатньо вивчений вплив міжзеренних сегрегацій на такі складові надійності як довговічність, ресурс, безвідмовність, ремонтпридатність, зберігаємість (незмінність експлуатаційних параметрів деталей до вичерпання ресурсу) [118].

Аналіз надійності сплавів проводиться по усередненим вихідним значенням їх механічних властивостей без врахування тих змін структури, які відбуваються під час тривалої експлуатації виробів і приводить до накопичення в них пошкоджень, зниження пластичності, ударної в'язкості і міцності.

Слід відмітити, що переважне руйнування сталей при окрихченні відбувається по поверхнях поділу вихідних аустенітних зерен, які в сталях після гартування і відпуску або нормалізації відсутні [104, 110].

Під час нагрівів перерозподіл домішкових атомів між внутрішніми і об'ємами і поверхнями поділу відбувається в напрямку бувших аустенітних зерен, а також дійсних зерен фериту.

При утворенні сегрегацій по поверхнях поділу феритних зерен концентрація домішок є нижчою і вони розподіляються від границь на більшу віддаль, тобто утворюються нерівноважні сегрегації. Це пов'язано із особливостями кристалічної структури поверхонь поділу фериту і

аустеніту, значеннями їх зернограничної енергії, яка для аустенітних зерен складає $0,85 \text{ Дж/м}^2$, а для феритних $0,79 \text{ Дж/м}^2$ [44]. Різний ступінь заповнення домішками поверхонь поділу фериту і бувшого аустеніту приводить до відмінностей міжзеренної міцності і вказує на більшу частку міцних металічних зав'язків на феритних поверхнях поділу [119, 120].

Перехід до оцінювання фактичного стану металу обладнання, визначення його залишкового ресурсу має важливе значення для продовження термінів роботи. Але на даний час відсутні методи розрахунку конструкцій, які дозволяють враховувати зміни структури і властивостей полікристалічних матеріалів на поверхнях поділу під час експлуатації виробів [121, 122]. В багатьох випадках тріщини виникають під дією напружень в локальних об'ємах сплавів де відбулася зміна механічних властивостей – окрихчування. Поява таких мікрооб'ємів пов'язана із перерозподілом елементів між внутрішніми зонами і поверхнями поділу зерен полікристалів. Тобто проблема міцності полікристалів пов'язана змінами структури стану сплавів, їх окрихченням в процесі експлуатації.

На даний момент відсутній концептуальний підхід до металознавчих проблем зниження надійності і довговічності обладнання за рахунок зміни властивостей локальних об'ємів полікристалів в умовах дії експлуатаційних навантажень, впливу наслідування металургійних факторів на ці процеси.

1.4.2.1. Роль домішок в процесах окрихчення сталей.

Схильність сталі до зворотної відпускну крихкості сильно залежить від її хімічного складу. Довгий час вважали, що відпускна крихкість зумовлена присутністю легуючих елементів, зокрема хрому і нікелю. Проте сталі, які містять хром, нікель, молібден, але чисті по сірці і

фосфору, миш'яку, кремнію і марганцю, не схильні до зворотної відпускної крихкості тоді, як при звичайному вмісті домішок в цих сталях після 168-годинного відпуску при 450°C спостерігається зміщення порогу холодноламкості приблизно на 200°C [129, 130, 131].

Присутність сурми в кількості 0,062% в хромонікелевій сталі викликає зміщення порогу холодноламкості після окрихчуючого відпуску на 695°C; повністю в'язкий злом спостерігається лише вище 600°C [131, 144]. Методом хімічного аналізу при травленні поверхонь злому було виявлено збагачення сурмою міжкристалічних зон окрихченої сталі. Оже-спектротропією було показано, що концентрація сурми на поверхні інтеркристалітного злому у стані відпускної крихкості приблизно у 100 разів більша середнього вмісту її в сталі [144, 162, 163].

Дослідження на звичайних та високочистих сталях [136, 149, 150, 155] однозначно виявили сильну окрихчуючу дію фосфору, що проявлялась в підвищенні порогу холодноламкості, посиленні травимості границь зерен розчинами пікринової кислоти і збільшенні тенденції до міжзеренного руйнування. Підвищення вмісту фосфору від 0,002% до 0,023% підвищує температуру в'язко-крихкого переходу хромонікелевої сталі на 110°C при однаковому розмірі зерна. Збільшення розмірів зерна від 8 до 1 балу при вмісті фосфору 0,032% викликає підвищення критичної температури ще на 32°C.

У високочистих сталей схильність до відпускної крихкості при збільшенні зерна не спостерігається [124].

Наявність підвищеної концентрації фосфору у міжкристалічних з'єднаннях сталі в стані зворотної відпускної крихкості достовірно встановлено з допомогою набору методів дослідження [142...144].

Методом оже-спектроскопії була виявлена підвищена концентрація олова на міжкристалітній поверхні окрихченої сталі. Окрихчуюча дія 0,11% Sn в високочистій сталі відповідає окрихчуючій дії 0,008% P [145].

Миш'як в хромистих, нікелевих та хромонікелевих сталях також викликає окрихчення, але слабше, ніж олово [140]. На сталях звичайної чистоти встановлено, що миш'як впливає в 10-15 разів слабше, ніж фосфор [150...153, 163]. Проте, ці сталі також містили 0,02% Р.

1.4.2.2. Вплив вуглецю і легуючих елементів на окрихчення сталей.

Вплив вуглецю. Вплив вуглецю на схильність сталей до зворотної відпускнуї крихкості вивчений недостатньо повно і в літературі часто зустрічаються протилежні судження.

Знеуглецювання показало, що відпускна крихкість не проявляється при зниженні вмісту вуглецю нижче 0,003% [127, 143, 144]. Розчинність вуглецю в фериті при 500°C рівна 0,0021% [92]. Таким чином, можна припустити, що схильними до відпускнуї крихкості є сплави заліза, які містять вуглець в кількості, більшість його розчинності в фериті при 500°C, тобто більше 0,003-0,005%.

Щодо впливу підвищеного вмісту вуглецю на відпускну крихкість існують різні думки. Є дані, що вказують на значне зниження схильності сталі до відпускнуї крихкості при вмісті вуглецю більше 0,1% або 0,3% [134, 135, 136]. Автори інших робіт вважають, що збільшення концентрації вуглецю суттєво не впливає на розвиток відпускнуї крихкості [145, 146].

На початковій стадії розвитку відпускнуї крихкості вміст вуглецю на границях первинних аустенітних зерен зменшується [147]. Інші роботи [148] вказують на утворення скупчень вуглецю на границях зерен в різних сплавах. При цьому прямого або зворотнього зв'язку між зміною вмісту вуглецю на границях і окрихченням не виявлено. Немає також єдиної думки про вплив вуглецю, який присутній в твердому розчині і карбідах. В роботах [141, 142, 197] вказано, що вуглець, який знаходиться в твердому розчині, повинен послаблювати шкідливий вплив фосфору і інших

домішок, що викликають окрихчення сталей [117, 120, 121]. Згідно даних роботи [146] вуглець посилює окрихчення, вступаючи у взаємодію з перехідними металами при утворенні карбідів. Так як більша частина вуглецю приймає участь в утворенні карбідів, то ймовірність впливу вуглецю в твердому розчині на міцність є малою. Тієї ж точки зору притримуються і інші автори [129, 131, 141], які вважають, що при окрихченні елементи, які не утворюють карбідів, витісняються із карбідів, що ростуть на границях зерен, причому одночасно витісняються як домішки, так і некарбідотвірні елементи. По суті, карбіди мають непрямий вплив, а саме: на поверхнях поділу зерен утворюються зони, збагачені карбідотвірними елементами і домішками, і тому рівноважна сегрегація на них встановлюється швидше. Витіснення карбідами домішок прискорює окрихчення в процесі відпуску.

В ряді робіт [141, 169] висувається судження, яке отримало якісне підтвердження, що границі розподілу фаз карбід-ферит відіграють вирішальну роль. Проте кількісна оцінка цього явища поки відсутня.

При вивченні окрихненої сталі методом фольг виявлені тонкі пластинки карбиду на границях зерен [163, 170], які можуть бути центрами утворення тріщин, коли поверхні поділу розділу фаз послаблюються внаслідок накопичення тут домішкових елементів.

Для пояснення значного впливу вуглецю на відпускну крихкість в літературі розглядаються наступні механізми:

- накопичення домішок в результаті їх витіснення з карбідів;
- послаблення поверхонь на межі поділу карбідної і феритної фаз;
- збільшення твердості основного металу.

Аналіз літератури показав, що єдиної точки зору про вплив вуглецю на схильність сталей до зворотної відпускну крихкості немає і для вияснення цього питання необхідні додаткові дослідження.

Вплив кремнію. Вплив кремнію на схильність до відпускну крихкості високочистого заліза неоднозначний: спочатку збільшення вмісту кремнію

до 0,06% викликає зниження порогу холодноламкості, а з дальшим підвищення концентрації кремнію поріг холодноламкості зміщується в сторону більш високих температур [127, 171].

Немає єдиної точки зору також про механізм впливу кремнію на окрихчення. В одних роботах вважають, що причиною відпускнуї крихкості є утворення при виплавці і розкисленні сталі моноокису кремнію [172], в інших дію кремнію пояснюють його впливом на активність дифундуючих елементів [173]. Дані про енергію взаємодії між кремнієм і домішковими елементами в літературі відсутні.

Слід відмітити, що факт сегрегації кремнію на поверхнях поділу зерен при окрихченні сталей вже доказаний [175, 176, 183]. Проте залишається невиясненим питання, в якому вигляді присутній кремній на границях зерен – в складі твердого розчину чи в складі з'єднань. Не вивчено також чи кремній має безпосередній вплив на крихкість, чи він діє тільки на сегрегацію елементів які понижують міцність зчеплення між зернами.

Вплив марганцю. Марганець сильніше, ніж інші легуючі елементи, сприяє схильності сталей до зворотної відпускнуї крихкості [174], причому найбільше цей вплив виявляється в легованих сталях. Так, якщо у простих вуглецевих сталей схильність до окрихчення посилюється при вмісті марганцю більше 0,35% [176], то у легованих тільки марганцем зменшення його кількості нижче 0,18% приводить до зникнення окрихчення. Проте, присутність в сталі марганцю не є необхідною умовою розвитку відпускнуї крихкості.

За даними робіт [140, 177] марганець збільшує коефіцієнт дифузії фосфору в залізі. Встановлено, що при розвитку відпускнуї крихкості концентрація марганцю на поверхнях поділу зерен зростає [169, 170, 171, 178, 204]. Між марганцем і домішками протікає інтенсивна хімічна взаємодія, яка призводить до послаблення міжзеренного зчеплення і руйнування сталей по поверхнях поділу бувших аустенітних зерен. Тому для зменшення схильності сталей до зворотної відпускнуї крихкості

рекомендують знижувати вміст марганцю [173].

Вплив хрому. Встановлено, що помітне підвищення критичної температури крихкості і зміна характеру злому виявляється лише в сталях з вмістом хрому не меншим 0,8% [179]. Подальше підвищення вмісту хрому приводить до збільшення схильності сталі до відпускнуї крихкості. Сумісне легування хромом і марганцем приводить до ще більшого посилення схильності сталі до відпускнуї крихкості [135].

Відносно механізму впливу хрому єдиної думки немає. Вважають, наприклад, що хром сприяє окрихченню сталі лише тоді, коли він не повністю зв'язаний в карбіди [136]. Є відомості про гальмування хромом дифузії фосфору в залізі [140].

Хром збільшує ступінь збагачення границь зерен домішками і легуючими елементами при розвитку відпускнуї крихкості [143]. Крім того в окрихчених сталях поруч з підвищенням вмісту фосфору спостерігається збагачення поверхонь поділу зерен хромом. Слід також відмітити, що в ряді робіт [136] вплив хрому зв'язують не тільки з зміною концентрації домішок і легуючих елементів на поверхнях поділу зерен, але і з підвищенням стабільності структури сталі при відпуску.

Вплив нікелю. Чисті нікелеві сталі, що містили до 4% Ni, до 0,04% P, виявились не схильними до відпускнуї крихкості [140, 143]. Нікелева сталь, що містила 0,17% Mn, 0,01% Cr, 0,06% P, не виявила схильності до відпускнуго окрихчення. Введення нікелю в сталь, леговану хромом або марганцем (або тим і іншим одночасно) посилює її схильність до відпускнуї крихкості [140, 142].

Вплив легуючих елементів залежить від того, яка домішка викликає окрихчення. Так, в присутності сурми і фосфору хромисті сталі окричуються сильніше, ніж нікелеві. В протилежність цьому, при наявності олова нікелеві сталі більше, ніж хромисті, схильні до відпускнуї крихкості [104].

Роль легуючих елементів в крихкому руйнуванні ОЦК металів і сплавів визначається їхнім впливом на наступні фактори.

1. Структуру металів і сплавів. На опір розвитку тріщини значний вплив має поєднання властивостей фазових складових, структурний стан поверхонь поділу та концентрація домішок на них, густина та розподіл дефектів кристалічної будови, що утворилися в результаті пластичної деформації чи фазового наклепу та ін. Розмір структурних складових, неоднорідності структури і складу визначають співвідношення між локальними та середніми напруженнями в металі під навантаженням, величину локальних „пікових” напружень.

2. Рухомість дислокацій в умовах низьких температур та складного напруженого стану. Рухомість дислокацій визначає, можливість релаксації локальних напружень під час навантаження з великою швидкістю і при низьких температурах на різних стадіях розвитку руйнування. В зв'язку з цим важливе значення мають фактори, які впливають на рухомість дислокацій - енергія взаємодії дислокацій з атомами проникнення, густина точок закріплення дислокацій, концентрація, атомів проникнення в твердому розчині та опір руху вільних дислокацій зі сторони кристалічної ґратки.

Збереження високої рухомості дислокацій до низьких температур досягається шляхом легування, що зменшує енергію взаємодії дислокації з атомами проникнення і енергію активації руху перегинів на дислокаціях, а також за рахунок зменшення відношення густини дислокацій до рівня концентрації атомів проникнення. Підвищення рухомості дислокацій сприяє релаксації локальних "пікових" напружень і підвищує ефективну поверхневу енергію, знижуючи поріг холодноламкості металів і сплавів.

1.4.3. Основні закономірності внутрішньокристалітного розподілу елементів в економнолегованих сталях.

Найважливіший фактор, який необхідно враховувати при обробці сталей та розробці обґрунтованого легування, є внутрішньокристалітний перерозподіл елементів при технологічних обробках і виникнення

внаслідок цього хімічної мікронеоднорідності в структурі сталі.

Встановлений зв'язок між розподілом легуючих елементів і вуглецем в сплавах заліза [164, 166]: якщо елемент є карбідотвірним, то вуглець концентрується в мікрооб'ємах, збагачених цим елементом і направляється за ним в процесі внутрішньокристалітного перерозподілу. Якщо елемент є некарбідотвірним, то вуглець концентрується в мікрооб'ємах, збіднених цим елементом, і в ході внутрішньокристалітного перерозподілу "витісняється" із збагачених елементом мікрооб'ємів. В роботах [174, 182] показано, що при нагріванні загартованої сталі вуглець і фосфор взаємно „витісняють” один одного із структурних мікрооб'ємів. В роботах [103, 104, 187, 188] - встановлена сумісна сегрегація хрому - і вуглецю в напрямку міждендритних проміжків в сталевих виливках. В роботі [183] показано, що така здатність характерна не тільки для вуглецю, але і для бору, а також для азоту [189].

Легування сталей карбідотвірними елементами сприяє рівномірному виділенню карбідної фази по всьому об'єму зерна, тоді як додаткове легування некарбідотвірними елементами може привести до виділення карбідів на границях зерен [152, 154].

Якщо атоми вуглецю зв'язані з атомами легуючого елемента більш міцно, ніж з атомами заліза (як це характерно для карбідотвірних елементів), то вуглець, який направляється за легуючим елементом; при рівномірному розподілі останнього також розподіляється рівномірно [183, 184].

Ця закономірність справедлива не тільки по-відношенню до вуглецю, але і до інших елементів. Встановлено, що легуючі елементи і домішки можуть як "конкурувати" між собою, тобто витіснити один одного із структурних мікрооб'ємів, так і "кооперуватися" в одних і тих же структурних мікрооб'ємах при цьому атоми одного із "конкуруючих" елементів не просто займають звільнені вузли кристалічної ґратки, але активно витісняють атоми інших елементів [173, 174]. Показано, що у ванадієвої сталі вуглець і ванадій концентруються в одних і тих же

пограничних мікрооб'ємах, що викликає окрихчення і міжкристалітне руйнування сталі. При введенні в цю сталь кальцію останній концентрується на границях зерен, що приводить до витіснення ванадію із цих мікрооб'ємів і пониження крихкості.

В роботах [136, 139, 152, 195] методами оже-спектроскопії і растрової електронної мікроскопії встановлено наявність взаємної “конкуренції” азоту і фосфору на границях зерен заліза.

Титан і кремній взаємно “витісняють” один одного із структурних мікрооб'ємів в сплавах заліза, а кобальт сприяє “витісненню” вольфраму і молібдену з кристалічної ґратки заліза [103, 176, 183].

Значний внесок в розкриття закономірностей внутрішньокристалітного розподілу елементів в сплавах внесли роботи В.І. Архарова і його школи [146, 172]. Суть створеної ним теорії міжкристалітної внутрішньої адсорбції полягає в тому, що спотворення кристалічної ґратки в зонах зосередження структурних недосконалостей супроводжується локалізацією в цих зонах надлишкової енергії. Її зниження в локальних об'ємах проходять за рахунок зосередження в них атомів легуючих елементів або домішок.

Описана залежність розподілу вуглецю від розподілу карбідотвірних і некарбідотвірних елементів є частиною загального принципу розподілу елементів в потрійних сплавах. Якщо зв'язок між атомами двох легуючих елементів більш міцний, ніж між атомами кожного з них і атомами металу – розчинника, то обидва елементи концентруються в одних і тих же мікрооб'ємах, в протилежному випадках – в різних. Це є перша закономірність внутрішньокристалітного перерозподілу елементів.

Друга закономірність базується на тому, що розподіл елементу в сплаві, незалежно від інших компонентів пов'язаний з його положенням відносно лінії граничної розчинності на діаграмі стану.

Коли вміст елементу перевищує межу розчинності, то надлишкова його кількість у вигляді збагаченої цим елементом фази концентрується на поверхнях поділу зерен чи субзерен.

Переважним місцем виділення надлишкових фаз в сплавах є поверхні поділу зерен та інші недосконалості кристалічної будови. Цей факт вказує на невідворотність перерозподілу елементів в напрямку скупчення дефектів всередині твердого розчину ще задовго до утворення зародків нової фази. Розвиток таких процесів дорозпадного перерозподілу елементів встановлена результатами багатьох досліджень [139, 185, 186].

Основний висновок, який витікає з цих досліджень, зводиться до того, що процес виділення нової фази при розпаді твердого розчину починається не з утворення зародків. А з виникненням всередині твердого розчину мікрооб'ємів, що вибірково збагачені атомами тих елементів, концентрація яких переважає в фазі, що виділяється, порівняно з вихідною.

Елементи, вміст яких знаходиться далі від межі граничної розчинності, намагаються до нерівномірного розподілу в сплаві, а поблизу від неї – до зосередження на поверхнях поділу зерен [158, 159, 160].

Легуючі елементи мають дійовий вплив на ефекти, що відбуваються в пограничних шарах зерна. Домішкові атоми, в тому числі і легуючі елементи, що знаходяться в твердому розчині, намагаються переміщуватись до поверхонь поділу зерен. При цьому зменшується енергія системи на величину, яка залежить від структури поверхонь, роду домішкових атомів, термічних умов. Вплив структури поверхонь поділу на процеси міграції і сегрегації домішкових атомів досить мало вивчений.

Сила притягування домішкового атома поверхнею поділу залежить від віддалі атома до поверхні і функції, що описує зміну потенціалу взаємодії /або енергії/ від віддалі. Сили взаємодії мають досить складний характер. Він визначається пружньою взаємодією атомів, термодинамічним потенціалом внаслідок виникнення градієнту концентрації в приграничній області, електронною і хімічною взаємодією між атомами домішок і розчинника. Зміну енергії викликає перенесення атому з об'єму на поверхню кристалу.

Енергія зв'язку може бути оцінена рівнянням:

$$E = \frac{4(1+\mu)}{3(1-\mu)} r^3 G \varepsilon, \quad (1.11)$$

де r – радіус атома-розчинника, $\varepsilon = \frac{r_1 - r}{r}$; r_1 – радіус домішкового атому; μ – коефіцієнт Пуассона; G – модуль пружності.

Щоб відбувалася міграція атомів до поверхонь поділу, необхідна присутність вакансій в останніх.

1.4.4. Вплив температури аустенітизації на сегрегацію домішок і окрихчення поверхонь поділу сталей.

В ході нагріву сталі під гартування в аустенітній області відбувається значне збагачення поверхонь поділу вихідних аустенітних зерен шкідливими домішками [187, 188].

Дослідження останніх років показали, що відбувається збагачення поверхонь поділу зерен домішками заміщення і зокрема фосфором в аустенітній області. Причому з підвищенням температури нагріву утворюються нерівноважні сегрегації, концентраційний пік розтягується на 1000 Å. Абсолютне збільшення вмісту фосфору на границях відбувається в 20 раз у порівнянні із середньою кількістю в сталях.

У відповідності з уявленнями про механізм впливу температури на утворення рівноважної сегрегації домішок на внутрішніх поверхнях поділу металу, при підвищенні температури нагріву аустеніту відбувається зниження концентрації домішок на поверхнях поділу зерен. Рушійною силою утворення рівноважної сегрегації домішок є пружна взаємодія атомів домішок з поверхнею. Чим нижче температура аустенітизації, тим вища рівноважна сегрегація домішок на поверхнях. Найпростіша фізична модель утворення рівноважної сегрегації домішок на поверхнях поділу зерен дає наступну залежність концентрації домішок на границі [130, 131, 199]:

$$\frac{C_r}{1 - C_r} = C_0 \alpha \exp \frac{E_0}{KT}, \quad (1.12)$$

де E_a – енергія взаємодії атомів домішки з границею; α – параметр, який враховує зміну ентропії при утворенні сегрегації; T – температура; K – постійна Больцмана.

Нехтуючи ентропійним членом і припускаючи, що C_r і $C_0 \ll 1$, з рівняння (1.9) можна отримати залежність ступеню збагачення поверхонь поділу зерен порівняно з збагаченням при даній температурі C_r/C_r' від відповідної зміни температури ізотермічної витримки.

$$\frac{C_r}{C_r'} \approx C_0 \alpha \exp \frac{E_0}{KT}. \quad (1.13)$$

Пониження температури до 800°C приводить до збагачення поверхонь поділу аустенітних зерен фосфором приблизно у 8 раз, сурмою в 4.5 раза, оловом в 3 рази порівняно з концентрацією при 1000°C.

Рушійна сила утворення сегрегацій зростає в ряду домішкових атомів в послідовності C, N, P, S [197, 198, 199].

Відмічається також, що сегрегації одного елементу можуть утруднювати сегрегацію іншого [200, 202, 203].

В зв'язку з значним впливом сегрегацій домішкових елементів на схильність сталі до зворотної відпускнуї крихкості, доцільно використати взаємодію домішкових атомів з легуючими елементами, яка може приводити як до посилення, так і до послаблення впливу шкідливих домішок.

Енергія взаємодії атомів домішок з поверхнею поділу зерна аустеніту складає для фосфору 154±19 кДж/моль, для сурми - 125±19 кДж/моль, для олова 106±19 кДж/моль.

Хром і нікель сприяють збільшенню енергії взаємодії атомів домішок з границями [200, 201, 202, 204, 205]. Проте, для більшості легуючих елементів при комплексному легуванні такі розрахунки ще не проведені. В зв'язку з цим дослідження впливу легуючих елементів на сегрегаційне збагачення границь зерен домішками і схильність до відпускнуї крихкості є важливим для підвищення експлуатаційної надійності і працездатності економнолегованих сталей [206].

1.4.5. Вибір легування для зменшення схильності до окрихчення поверхонь поділу сталей.

Основним принципом підвищення експлуатаційної надійності покращуваних сталей є забезпечення однорідного розподілу вуглецю, легуючих елементів і домішок в межах окремих кристалів [207...211].

Рівномірний розподіл вуглецю в сталі забезпечується рівномірним розподілом карбідотвірних елементів, концентрація яких значно нижче межі розчинності.

Зосередження вуглецю біля поверхонь поділу зерен або в зонах розміщення інших недосконалостей кристалічної ґратки відповідає або рівномірному розподілу некарбідотвірного елемента, або, навпаки, нерівномірному розподілу карбідотвірного елемента. Збіднення поверхонь поділу зерен і інших структурних недосконалостей вуглецем є наслідком зосередження в цих мікрооб'ємах карбідотвірного елемента.

Високоміцні конструкційні сталі перлітного класу, комплексно леговані хромом, молібденом, ванадієм не проявляють схильності до перерозподілу вуглецю в напрямку поверхонь поділу зерен при температурах 350-550°C і довгочасних витримок, що зумовлене гальмуючою дією карбідотвірних елементів [212].

В присутності молібдену після окрихчувального відпуску критична температура крихкості практично не підвищується, не спостерігається міжзеренне руйнування і посилення здатності до травлення границь зерен [214]. Підвищений вміст молібдену в хромомарганцевій сталі до 0,5% зменшує розвиток відпускнуї крихкості, а подальше збільшення його концентрації посилює схильність сталі до відпускнуї крихкості [215]. При довгочасних витримках в небезпечній зоні температур відпускна крихкість в молібденових сталях все ж розвивається [216].

Пояснення механізму впливу молібдену зводиться до того, що молібден зменшує дифузію фосфору до поверхонь поділу зерен, знижує

рівноважну концентрацію домішок на границях зерен, змінює морфологію карбідів. Дію молібдена пов'язують також з тим, що він слабо розчиняється в цементиті і інших карбідах, підвищується стійкість α -твердого розчину, утруднюється виділення фаз і домішок на поверхнях поділу зерен, які сприяють окрихченню. Як встановлено [214, 216] енергія взаємодії між молібденом і фосфором настільки велика, що перед сегрегацією на поверхнях зерен повинна скрізь формуватись гомогенна фаза всередині зерен, а це утруднює сегрегацію на поверхнях поділу.

При вмісті молібдену більшому від 0,8-1 % відпускна крихкість сталі проявляється знову, оскільки утворюються спеціальні карбіди молібдену і зменшується його вміст в твердому розчині. Встановлено, що оптимальний вміст вольфраму складає 1,1-1,6% [104]. Треба відмітити, що з підвищенням вмісту молібдену і вольфраму в сталі спостерігали деяке підвищення температури максимального окрихчення. Можливо, це відбувається внаслідок виділення дрібнодисперсних карбідів в матриці фериту, що приводить до збільшення твердості [105].

Відносно якісного і кількісного впливу титану на схильність до зворотної відпускну крихкості в літературі зустрічаються різні судження. Вважають [201, 202], що введення титану не має прямого впливу на схильність сталей до зворотної відпускну крихкості, бо він, утворюючи стійкі нітриди і карбіди, ніби виключає азот і вуглець із сталі і при звичайних режимах термічної обробки не здатний активно впливати на характер розподілу або перерозподілу фосфору, вуглецю, марганцю та інших елементів в окремих мікрооб'ємах сталі і в граничних зонах. Тому зменшення схильності сталей до зворотної відпускну крихкості може бути забезпечене при вмісті титану не вище того, яке необхідно для отримання спадкової дрібнозернистості (0,2-0,05 %). При порушенні цієї умови схильність сталі до зворотної відпускну крихкості посилюється.

Згідно інших досліджень [200, 205] легування 0,13% титану знижує схильність сталей до зворотної відпускну крихкості, причому найбільш

ефективне його введення сумісно з молібденом. Позитивний вплив титану пов'язують з зменшенням сегрегації домішок і легуючих елементів на поверхнях поділу зерен.

Про вплив цирконію на схильність сталі до відпускної крихкості існують малочисельні дані. Проте, враховуючи високе значення енергії взаємодії між цирконієм і фосфором, було висловлено припущення, що цирконій, як і молібден, повинен зменшувати схильність сталей до відпускної крихкості [206]. Ефективність впливу цирконію залежить від його кількості в сталі і від режиму термічної обробки. Встановлено, що 0,05% цирконію не впливає на окрихчення сталей. Якщо нагрів під гартування відбувається при невисоких температурах, то наявність в сталі 0,2% цирконію також не впливає на розвиток відпускної крихкості і тільки при наявності 0,5% цирконію схильність до відпускної крихкості зменшується.

Схильність сталі до відпускної крихкості може бути зменшена шляхом введення в сталь рідкісноземельних елементів (La, Ce) [203].

Експериментально встановлено, що при багатоконпонентному легуванні вільна енергія поверхонь поділу аустенітних зерен знижується більше, ніж при введенні великої кількості тільки одного елементу.

Вивчення впливу кожного з елементів зокрема в різних кількостях і сумісного впливу кількох елементів на енергію поверхні поділу дозволило виявити деякі закономірності [182]. При збільшенні вмісту в сталі поверхнево-активного елементу зменшення енергії поверхні поділу відбувається до якогось певного рівня. Одночасна присутність в сталі поверхнево-активних елементів ефективніше зменшує енергію поверхні, ніж кожний з цих елементів зокрема в тій же кількості, що і сума двох при складному легуванні. Це означає, що мінімальний рівень енергії поверхні досягається при меншій концентрації кожного з поверхнево-активних елементів, ніж при роздільному легуванні. При одночасному легуванні сталі елементами з різним ступенем поверхневої активності значно

зменшується вплив поверхнево-активних елементів на енергію поверхні. Наявність одного або кількох поверхнево-активних елементів може повністю нейтралізувати дію поверхнево-інеактивного елементу.

Ближче до поверхні розміщуються більш-сильні поверхнево-активні елементи, за ними – менш сильні, ніби підпираючи знизу більш сильні. Тому фактичний вплив такого розміщення елементів на різні властивості сталі залежить від того, де який елемент розміщується. Власне багат шарове розміщення поверхнево-активних елементів дозволяє ефективно використовувати Mo і W для відтиснення фосфору від поверхні зерен.

Згідно даних [95, 182, 209] при температурі нижчій $1100^{\circ}C$ кремній і його сполуки поверхнево-активні, при більш високій – інеактивні.

При температурах нижчих $1100^{\circ}C$ в сталі існує сильний поверхнево-активний монооксид кремнію [95, 217]. Гідрофільність кремнію при температурах нижчих $1100^{\circ}C$ відноситься не до самого кремнію, а його монооксиду. Вище цієї температури монооксид дисоціює і виявлена гідрофобна дія вже відноситься до кремнію.

Нікель, кобальт, кремній збільшують термодинамічну активність вуглецю в твердому розчині, тобто зменшують енергію взаємодії атомів вуглецю з металічними атомами і зменшують розчинність вуглецю в фериті.

Вплив легуючих елементів на активність вуглецю у розчині залежить від вмісту вуглецю в легованій сталі і визначається критичним значенням відношення Me/C . Оскільки на енергетичний стан кристалічної ґратки основи сталі (фериту) легуючий карбідотвірний елемент впливає тільки знаходячись в твердому розчині, тому при докритичному його вмісті ($Me/C < K$), коли він зв'язаний в карбіди, на активність вуглецю в розчині він практично не впливає. Тільки коли легування сталі при даному вмісті в ній вуглецю починає перевищувати критичну величину Me/C , для даного елементу і даних умов нагріву починається помітна зміна активності розчиненого вуглецю. Для кожного елементу є певний рівень легування,

вище якого практично не відбувається подальшого впливу.

1.5. Роль структури поверхонь поділу в процесах руйнування сталей і сплавів

В літературі розглянуто основні технологічні фактори, які впливають на характер руйнування сплавів, але роль структурних перетворень в границях зерен освітлена слабо. Фрактографічно міжзеренне руйнування може протікати з утворенням фасеток відколу (крихкий) або ямок (мікрів'язкий характер). Теоретичний аналіз таких руйнувань [221] показав зниження енергії руйнування при відсутності пластичної деформації і підвищену роль зернограничної структури при крихкому характері руйнування. Звідси випливає дуже важливий висновок про те, що малокутові і спеціальні поверхні поділу, які мають менший рівень енергії порівняно з довільними, виявляються більш стійким до міжзеренного руйнування. В роботах [221, 222] на бікрystalлах експериментально підтверджено зниження руйнівного напруження із збільшенням розорієнтації зерен.

Виділяють три основні причини впливу структури границь на міжзеренне руйнування. По-перше, враховується сам факт зародження мікротріщин від скупчення дислокацій по поверхнях поділу зерен. Малокутові і спеціальні поверхні поділу є менш жорсткими бар'єрами порівняно з довільними границями, і тому вони – менш ефективні концентратори напружень. Друга причина відноситься до енергетичних міркувань. Малокутові поверхні мають менший рівень енергії і тому вони більш стійкі до міжзеренного руйнування. Третя причина пов'язана з утворенням на поверхнях поділу зерен сегрегацій небажаних домішок або окрихчуючих фаз, які різко знижують когезивну міцність. Такі сегрегації різні і залежать від структури поверхонь поділу: вони менш активні у малокутових і спеціальних границь. З цих міркувань низьку схильність до міжзеренної крихкості у малокутових і спеціальних поверхнях поділу можна

пояснити не тільки власне їх структурою, але й меншим вмістом шкідливих домішок. Міжзеренне руйнування при підвищених температурах пов'язують з ефектом зернограничного проковзування, з утворенням клинових тріщин, з вакансійним зростанням пор в поверхнях поділу [220]. Зернограничні пори виникають і розвиваються при більш високих температурах і менших швидкостях деформації, ніж клиновидні тріщини. В роботах [1, 2] розглянуті основні типи поверхонь поділу зерен: довільні (R), спеціальні (K) і малокутові (L) і оцінена їх роль в міжзеренному руйнуванні полікристалу (рис. 1.5).

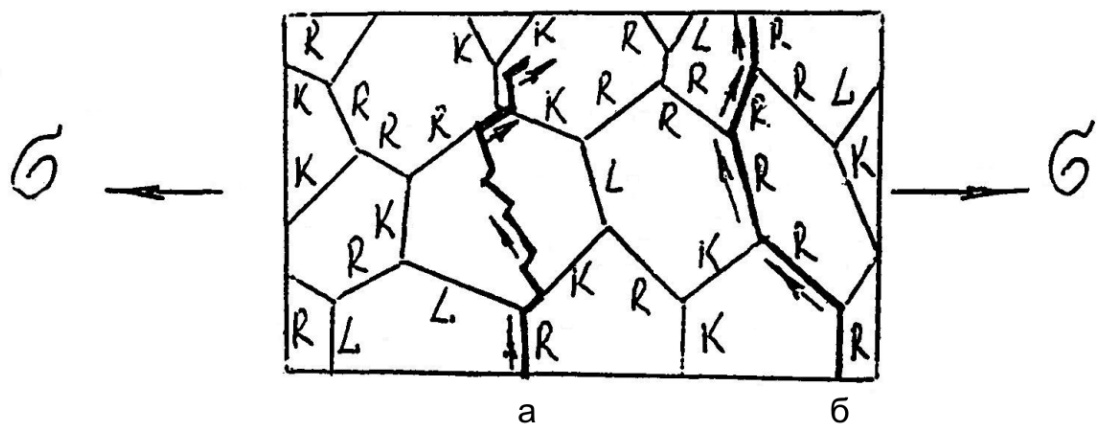


Рис. 1.5. Схема впливу типу поверхонь поділу зерен на розвиток тріщин при змішаному – зеренному і міжзеренному руйнуванні (а), типовому міжзеренному руйнуванні (б) [1].

При складному зеренному і міжзеренному руйнуванні (а) тріщина зароджується на довільній поверхні поділу під дією локальних напружень, рухається по ній знизу вгору, потім переходить на спеціальну поверхню. Через те, що спеціальна поверхня поділу володіє підвищеним опором розвитку тріщин, то остання її залишає і прямує по тілу зерна до зустрічі з іншою довільною поверхнею поділу. У випадку міжзеренного руйнування (б) тріщина, зароджується на довільній поверхні, рухається також знизу вгору, вибираючи на кожному потрібному стику тільки цей тип поверхні поділу. Всі фактори, які знижують когезивну міцність поверхонь поділу зерен, будуть збільшувати ймовірність проходження тріщини власне по поверхнях [1, 2].

1.5.1. Вплив технологічних обробок на інтеркристалітне руйнування сплавів.

Атомний механізм міжкристалітного руйнування по полігонізаційним границям полягає в утворенні у деяких мікроділянках границі достатньо великої густиною недосконалостей, тобто значного розрихлення металічної матриці [220].

Поверхня міжкристалітного злому відображає характерні риси первинних кристалітів - дендритну чи комірчасту будову. Міжкристалітне руйнування в литих сплавах може розвиватися при наступній гарячій обробці тиском, термічній обробці, а також експлуатації виробів з литою структурою при високих температурах. Незважаючи на велику кількість експериментальних даних на даний час не можна зробити точного аналізу локалізації руйнування по відношенню до пограничних зон первинних кристалітів і вторинних границь. Виділення сульфідів, фосфідів і легкоплавких з'єднань в сталях і сплавах відбувається при твердінні і вони зосереджені в пограничних зонах первинних кристалітів, а також у міжвісному просторі дендритів. Спостерігаючи міжкристалітне руйнування при гарячій обробці або термічній обробці литих сплавів було встановлено, що таке руйнування є наслідком виникнення прошарків виділень вторинних фаз на поверхнях поділу зерен первинних кристалітів [223].

В залежності від складу сплаву, термічного циклу та умов механічної обробки, міжкристалітне руйнування може бути локалізоване в пограничних зонах первинних або вторинних кристалітів.

Вияснення цієї відмінності необхідно для прийняття ефективних заходів (металургійних чи технологічних) боротьби із схильністю до міжкристалітного руйнування зварних виробів.

1.5.2. Синергетика і процеси інтеркристалітного руйнування.

На сьогоднішній день намітився відхід від традиційних уявлень теорії деформування і руйнування, введенні понятті про структурні рівні

деформації, дисипативні структури, а руйнування твердого тіла розглядають як один з випадків виникнення дисипативної структури на високому структурному рівні [224, 225]. Оскільки руйнування є незворотнім процесом, його слід розглядати з врахуванням поведінки систем, які знаходяться далеко від термодинамічної рівноваги. Розглядаються синергетичні моделі локального руйнування, які дозволяють виділити фундаментальні механічні властивості матеріалів і описати кінетику пошкоджень при руйнуванні різних металів і сплавів через критичні параметри, які контролюють точки біфуркації (роздвоєння) [226]. Втомне руйнування при цьому розглядається як кінетичний процес деградації структури в локальних областях металу попереду фронту тріщини [228].

В основу синергетичної моделі покладені наступні передумови:

1. Руйнування при субкритичному рості тріщини зв'язане з кооперацією двох конкурентних механізмів руйнування - мікрозсуву і мікровідриву, причому, кожний акт просування тріщини пов'язаний з утворенням, критичного зародку по механізму мікрозсуву або мікровідриву.

2. Зародження, мікротріщин по механізму мікрозсуву пов'язано з досягненням в площині ковзання критичної густини дислокацій, а по механізму мікровідриву - з досягненням в елементі об'єму, що досягнув граничної пластичної деформації, критичної густини дислокацій.

3. При "накачці" в метал енергії в процесі пластичної деформації утворюються дефекти, кристалічної ґратки (дислокації, вакансії, дисклінації), а при досягненні критичної накопиченої енергії пружної деформації в результаті самоорганізації дисипативних структур відбуваються стійкі фазові кінетичні переходи на різних структурних рівнях, які відповідають точкам біфуркації.

4. Якщо руйнування контролюється мікрозсувом, зв'язаним з низькоенергоємними (плоскими) скупченнями дислокацій, то реалізується локальне крихке руйнування, яке ініціюється зсувною стійкістю. В цьому

випадку на поверхні руйнування виявляються фасетки зсуву або відколу, якщо контролюючим механізмом руйнування є мікровідрив, пов'язаний з високоенергетичним скупченням дефектів (дисклінаціями), то реалізується в'язке руйнування, що ініціюється ротаційною нестійкістю. Ознакою локального в'язкого руйнування є наявність на поверхні тріщини бороздчатого (при циклічному навантаженні), або ямкового мікрорельєфу при циклічному або статичному навантаженні.

5. Температура плавлення t_s , є точкою біфуркації, що відповідає існуванню двох фаз: твердої і рідкої, які відрізняються внутрішніми енергіями або рівнями ентальпії.

6. При підведенні механічної енергії до металу в результаті пластичної деформації окремі його області по своєму енергетичному стану досягають рівня, аналогічного стану фаз, що є аналогом рідко-твердого стану, що відповідає температурі плавлення T_s . Область металу, яка досягла граничної пластичної деформації, з густиною енергії пружної деформації W_{cv} (чисельно рівної зміні ентальпії ΔH_{Tc} при нагріванні металу від даної температури T_c до T_s), а аналогом рідкої фази - цей же елемент після поглинання додаткової енергії W_{cd} - чисельно рівної L_m .

7. Умови, при яких граничні викривлення кристалічної ґратки при механічному навантаженні досягаються в результаті накопичення максимальної енергії пружної деформації $W_{cv} = \Delta H_{Ts}$, необхідної для критичної зміни об'єму, характеризують умови мікровідриву. Ці умови реалізуються при досягненні в локальному об'ємі критичної густини дисклінацій при контролюючому впливі ротаційної нестійкості.

Умови, за яких при механічному навантаженні граничне і максимальне пружне викривлення об'єму не досягається (тобто $W_{cv} < \Delta H_{Tc}$), характеризують мікроруйнування мікрозсувом, яке реалізується при досягненні критичної густини дислокацій в площині ковзання (при контролюючому впливі трансляційної нестійкості). Точка біфуркації, що відповідає переходу від мікровідриву до мікрозсуву, контролюється

умовою $W_{cd}=W_{cv}=L_m$, де L_m – характеризує максимальну енергію деформацій, яка необхідна для критичної пружної зміни форми.

8. Трансляційна нестійкість виникає при досягненні критичного напруження зсуву T_c , пов'язаного з критичною густиною W_{cd} енергії пружної формозміни критичної величини, співвідношенням:

$$W_{cd} = \frac{T_c^2}{2G}, \quad (1.14)$$

де G - модуль зсуву.

Ротаційна нестійкість виникає при досягненні в локальному об'ємі критичного напруження мікрориву σ_c , зв'язаного з критичною густиною енергії W_{cv} пружної зміни об'єму критичної величини, співвідношенням:

$$W_{cv} = \frac{\sigma_c^2}{2E}, \quad (1.15)$$

де E - модуль пружності.

На основі прийнятих передумов вдається ввести безрозмірні параметри, які контролюють трансляційну і ротаційну нестійкість при досягненні критичних умов. Поділивши вираз (1.14) на вираз (1.15) отримується :

$$\frac{T_c}{\sigma_c} = \sqrt{\frac{W_{cd}G}{W_{cv}E}}. \quad (1.16)$$

У відповідності з прийнятими припущеннями критичною умовою для реалізації мікрориву є досягнення $W_{cv} = \Delta H_{T_c}$ при $W_{cd} = L_m$.

Підставивши їх значення у вираз (1.16) отримують:

$$\frac{T_c}{\sigma_c} = \sqrt{\frac{L_m G}{\Delta H_{T_c} E}}. \quad (1.17)$$

Визначивши $\frac{L_m G}{\Delta H_{T_c} E}$ через Δ_T , представляються умови реалізації

мікрориву (або ротаційної нестійкості) у вигляді:

$$\frac{T_c}{\sigma_c} \geq \Delta_T^{1/2}. \quad (1.18)$$

Реалізація руйнування мікросувом у відповідності з прийнятими допущеннями відбувається при $W_{cd}=W_{cv}=L_m$, тоді з врахуванням співвідношення (1.16) отримуємо:

$$\frac{T_c}{\sigma_c} = \left(\frac{G}{E} \right)^{1/2}. \quad (1.19)$$

Таким чином, для опису енергетичного стану локальних областей металу, який досягає граничної пластичної деформації при мікровідриві, використовують безрозмірне співвідношення Δ_T . Воно об'єднує пружні модулі (G і E) матеріалу у вихідному стані і термодинамічні константи (L_m і ΔH_{Ts}), які контролюють енергетичний стан локальних об'ємів металу далеко від термодинамічної рівноваги, і які визначають критичні умови для спонтанного відтоку ентропії. По своєму фізичному змісту безрозмірний параметр Δ_T характеризує відношення критичних напружень на зсув і на відрив в області температур, в яких $W_{cv}=\Delta H_{Ts}$ і являється енергетичною характеристикою.

Розгляд руйнування як нестійких фазових переходів, що протікають далеко від термодинамічної рівноваги, при яких рушійною силою процесу є прагнення системи до локального змінення ентропії, принципово змінює методологічні підходи до визначення механічних властивостей і спрощує методи прогнозування працездатності матеріалів з тріщиною [229, 230, 231].

При традиційному методі оцінки механічних властивостей визначаються властивості, які відчують умови навантаження, масштабний фактор і т.д., що ускладнює виділення фундаментальних властивостей матеріалу. Якщо розглядати деформоване тіло як відкриту систему, що обмінюється енергією і речовиною з зовнішнім середовищем, і за поріг її локальної нестійкості прийняти досягнення сильно збудженого стану, то руйнування слід розглядати як самоорганізуючий нестійкий фазовий перехід в точках біфуркацій. В цьому випадку всі критичні параметри, які відповідають за дану механічну властивість, взаємопов'язані між собою, а механічні властивості які визначаються в точках біфуркацій, мають фундаментальне значення.

1.6. Висновки по першому розділу і постановка задач дослідження.

Проведений огляд літератури показав, що найбільш важливим завданням сучасного машинобудування є створення виробів із заданим життєвим циклом на основі комп'ютеризації всіх етапів їх проектування, виробництва та експлуатації. Вирішення цієї задачі вимагає підвищення властивостей традиційних, а також використання нових матеріалів з високим комплексом фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, комп'ютерних методів їх конструювання.

В світовій практиці розвитку технологій обробки матеріалів успішно розвиваються такі пріоритетні напрямки як інженерія границь зерен і зернограничне конструювання структури виробів. Аналіз результатів досліджень, представлених в наукових публікаціях, дозволяє зробити наступні висновки:

1. Параметри працездатності деталей в заданих умовах роботи визначаються структурно-енергетичним станом внутрішніх та зовнішніх поверхонь розділу. При цьому поверхні поділу зерен виступають одним із визначальних елементів структури сплавів, які обумовлюють їх фізико-хімічні і механічні властивості та поведінку при експлуатації.

2. Одними із важливих напрямків зміни структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен є оптимізація режимів зварювання, термічної обробки, легування та мікролегування сталей, що дозволяють отримувати вироби із заданим комплексом властивостей.

3. Аналіз літератури показав значний вплив технологічних обробок на такі елементи структури, як потрійні стики і приграничні зони зерен, енергію та її градієнт на поверхнях поділу зерен, наявність зернограничних фаз. Недостатня вивченість ролі структурно-енергетичного стану на поведінку сплавів при дії зовнішніх навантажень зменшує можливості розробки принципів вискоефективного управління властивостями та оптимізації технологій підвищення та відновлення життєвого циклу деталей.

4. Опис кінетики структурних змін матеріалу деталей в умовах технологічних модифікацій особливо в приграничних зонах зерен в літературі представлений недостатньо і показаний у вигляді феноменологічних залежностей. Тому теоретико-методологічний інструментарій, який використовується при виборі оптимальних технологічних режимів обробки не завжди є придатний для підвищення експлуатаційних властивостей локальних об'ємів сплавів, що приводить до формування в них областей з неоднорідними властивостями і недостатніми параметрами працездатності.

5. Наукові засади моделювання структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен та приграничних областей зерен сплавів розроблені недостатньо і тому практично не використовуються при встановленні оптимальних режимів технологій отримання виробів. Тому актуальною є розробкою наукових основ та принципів оптимізації технологій формування структури матеріалів із врахуванням кінетичних властивостей внутрішніх поверхонь розділу при створенні виробів із заданими експлуатаційними характеристиками.

6. При дії зовнішніх навантажень в сплавах внаслідок їх структурної неоднорідності виникають розсіянні пошкодження, які за певних умов перетворюються в локалізовані магістральні тріщини. Випадки, коли перед тріщиною виникає зона із деградованою структурою, на сьогоднішній день до кінця не описуються, що обмежує використання інноваційних технологій виготовлення та подовження життєвого циклу виробів і вимагає нових методів прогнозування працездатності матеріалів для заданих умов експлуатації.

7. Створення металічних виробів із високим опором руйнуванню вимагає розробки нових ефективних ресурсозберігаючих технологічних рішень, що дозволяють враховувати вплив структури внутрішніх та зовнішніх поверхонь поділу та їх кінетику в процесі технологічних обробок на зміну механічних властивостей матеріалу та поведінку виробів при експлуатації.

Огляд проблемних питань впливу поверхонь поділу зерен на поведінку полікристалічних систем вказує на важливість розробки науково-обґрунтованих підходів керування функціональними властивостями матеріалів шляхом формування структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу, який забезпечує дисипацію енергії при дії зовнішнього навантаження без їх знеміцнення. Такі поверхні поділу пропонується розглядати, як зони з підвищеним опором утворенню пошкоджень і процесам руйнування сплавів. Для кожного конкретного випадку слід обирати специфічні засоби отримання структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен адекватні конкретним умовам експлуатації виробів.

На сьогоднішній день фундаментальна проблема створення внутрішніх поверхонь поділу з певними термодинамічними і кінетичними характеристиками займає одне із провідних місць в технології обробки металів. Розробка цілісної наукової концепції керування властивостями сплавів за рахунок оптимізації різноякісних параметрів міжфазних та міжзеренних поверхонь поділу вимагає створення моделей і їх реалізації на рівні числових оцінок. Розвиток таких підходів дозволить проводити фізичне обґрунтування ресурсозберігаючих технологій формування внутрішніх поверхонь поділу із заданим структурно-енергетичним станом.

Таким чином метою роботи є розвиток наукових принципів інваріантного моделювання технологічних процесів обробки металічних матеріалів; розробка цілісної наукової концепції керування властивостями виробів за рахунок оптимізації різноякісних та ієрархічно несумісних параметрів їх мікроструктури. Створення на цій основі моделей і їх реалізація на рівні числових оцінок для фізичного обґрунтування ресурсозберігаючих технологій формування внутрішніх поверхонь поділу із заданим структурно-енергетичним станом, який забезпечує підвищення експлуатаційної надійності виробів.

Дослідження можливостей використання термообробки, легування і мікролегування, зварювання, поверхневого зміцнення для формування

оптимальної структури в деталях, яка за своєю організацією відповідає умовам експлуатації машин.

Для досягнення вказаної мети були поставлені наступні завдання:

1. Провести аналіз проблемних питань, які присвячені підвищенню властивостей конструкційних сплавів шляхом управління структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь розділу.

2. Розробити і обґрунтувати принципи створення багаторівневих моделей, що описують вплив параметрів структури різного рівня ієрархії на технологічні і експлуатаційні властивості сплавів.

3. Побудувати інваріантну модель полікристалічних систем зі змінними параметрами зеренної структури і структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу різного рівня ієрархії.

4. На основі побудованої моделі дослідити основні тенденції і відповідні їм закономірності впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу на властивості конструкційних сталей і сплавів; визначити кількісні параметри мікроструктури, при яких зростає опір крихкому руйнуванню сплавів, провести наукове обґрунтування технологічних рішень по формуванню мікроструктури, що забезпечує виведення полікристалічних систем із області нестабільності експлуатаційних властивостей.

5. На основі теоретико-експериментальних досліджень зв'язку кількісних параметрів мікроструктури і структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу розробити принципи оптимізації технологій отримання і обробки конструкційних сплавів, а також надати практичні рекомендації зі встановлення раціональних режимів термічної обробки, порошкової металургії, зварювання, поверхневого зміцнення, що забезпечують підвищення експлуатаційних характеристик полікристалічних систем відповідних виробів.

РОЗДІЛ 2

ЗАГАЛЬНА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ СПЛАВІВ

Особливістю концептуального підходу до розробки оптимальних режимів технологічних обробок для підвищення параметрів надійності виробів за рахунок управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен сплавів є використання загальної методології системного аналізу. Відмінністю запропонованих методів є те, що для числового наповнення створених моделей використані параметри технологічних режимів, які дозволяють отримувати заготовки з різними структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен.

Для реалізації розробленого підходу встановлені залежності фізико-механічних властивостей сплавів від структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу при різних технологічних режимах їх обробки. Використання моделей для управління властивостями заготовок, які представляють собою полікристалічні системи, дозволило визначити оптимальні режими технологічних процесів для підвищення параметрів надійності і життєвого циклу виробів. Відмінними характеристиками такої методології є проведення досліджень за однотипною схемою планування з врахуванням технологічних обробок, надійності і експлуатаційних властивостей.

В роботі використані стандартні методики і оригінальні розробки. Опис стандартних методів наведений в мінімальному об'ємі, а розроблені методики більш детально.

2.1. Технологічне забезпечення об'єктів дослідження.

Для вивчення впливу структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен на функціональні властивості сплавів, а також визначення

ролі легуючих елементів в їх формуванні проводили дослідження найбільш поширених сталей, хімічний склад яких наведено в табл. 2.1.

Таблиця 2.1

Хімічний склад досліджуваних сталей

| Марка сталі | Масовий вміст елементів, % | | | | | | | |
|-------------|----------------------------|------|------|------|-------|------|-------|------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | S | P |
| 40X | 0,41 | 0,33 | 0,45 | 0,98 | 0,054 | - | 0,03 | 0,03 |
| 40XHM | 0,40 | 0,24 | 0,61 | 0,58 | 0,99 | 0,18 | 0,025 | 0,02 |
| 40XC | 0,39 | 1,01 | 0,30 | 1,35 | 0,058 | - | 0,03 | 0,03 |
| 60C2 | 0,61 | 1,98 | 0,45 | 0,1 | - | - | 0,025 | 0,03 |
| 60C2XA | 0,62 | 1,80 | 0,52 | 0,84 | - | - | 0,021 | 0,02 |
| 60 | 0,61 | 0,30 | 0,70 | - | - | - | 0,02 | 0,03 |

Можливості керування структурно-фазовим станом поверхонь поділу зерен шляхом мікролегування вивчали на сталях лабораторної виплавки, хімічний склад яких наведено в табл. 2.2.

Досліджувані сталі широко використовуються для виготовлення деталей, які працюють при знакозмінних і динамічних навантаженнях, а також контактній взаємодії і терті (осі, шестерні, вали коробок передач, редуктори, автозчеплення, направляючі колонки, штоки, втулки, штампи і інші деталі). В умовах технологічної дії при виготовленні деталей, а також під час експлуатації і відновлюючих ремонтах, за рахунок активізації дифузійних процесів можливий перерозподіл легуючих і домішкових елементів між тілом і поверхнями поділу зерен. В той же час їх вплив на структурно-фазовий стан поверхонь поділу зерен є вивчений недостатньо. Недослідженими залишаються питання ролі стану поверхонь поділу в накопиченні пошкоджень і процесах руйнування при дії навантажень. Дія карбідо- і некарбідотвірних елементів на структуру поверхонь поділу зерен при технологічних обробках та процесах накопичення пошкоджень має самостійне значення і особливо для сталей, що використовуються на залізничному транспорті.

Таблиця 2.2

Хімічний склад досліджуваних сталей після мікролегування

| Марка сталі | Масовий вміст елементів, % | | | | | | | | | | | | | Примітка |
|-------------|----------------------------|------|------|------|------|------|-------|-------|------|------|-------|--------|------|----------------------------|
| | C | Si | Mn | Cr | Ni | Mo | S | P | Al | Ti | PЗМ | B | Zr | |
| 40ХГ | 0,42 | 0,32 | 0,81 | 0,96 | 0,12 | - | 0,012 | 0,010 | 0,03 | 0,02 | - | - | - | |
| 40ХГР | 0,41 | 0,42 | 0,73 | 1,01 | 0,10 | - | 0,014 | 0,010 | 0,03 | 0,03 | - | 0,002 | - | |
| | 0,40 | 0,38 | 0,77 | 0,95 | 0,11 | - | 0,012 | 0,010 | 0,06 | - | - | 0,003 | - | |
| | 0,41 | 0,41 | 0,82 | 1,00 | 0,11 | - | 0,012 | 0,010 | 0,03 | 0,02 | 0,023 | 0,002 | - | Введено 0,15% мішметалу |
| | 0,40 | 0,35 | 0,76 | 0,96 | 0,11 | - | 0,010 | 0,010 | 0,04 | 0,02 | 0,020 | 0,002 | | Введено 0,15% празеодиму |
| | 0,41 | 0,42 | 0,80 | 0,90 | 0,10 | - | 0,012 | 0,010 | 0,02 | 0,01 | - | 0,002 | 0,03 | |
| 40ХГМР | 0,39 | 0,35 | 0,76 | 0,90 | 0,10 | 0,19 | 0,012 | 0,010 | 0,06 | 0,01 | - | 0,003 | - | |
| | 0,38 | 0,40 | 0,80 | 0,92 | 0,10 | 0,17 | 0,025 | 0,022 | 0,04 | - | - | 0,002 | 0,02 | Вміст ніобію в сталі 0,02% |
| 40 | 0,38 | 0,35 | 0,38 | 0,02 | 0,11 | - | 0,010 | 0,008 | 0,03 | - | - | - | - | |
| 40Р | 0,40 | 0,33 | 0,42 | 0,02 | 0,11 | - | 0,012 | 0,009 | 0,04 | 0,02 | - | 0,0025 | - | |
| 70 | 0,70 | 0,26 | 0,36 | 0,02 | 0,12 | - | 0,010 | 0,009 | 0,02 | - | - | - | - | |
| | 0,69 | 0,24 | 0,30 | 0,02 | 0,11 | - | 0,009 | 0,008 | 0,04 | 0,01 | - | 0,0015 | - | |
| | 0,69 | 0,22 | 0,45 | 0,20 | 0,10 | - | 0,022 | 0,013 | 0,04 | - | - | 0,0015 | - | Вміст азоту в сталі 0,004% |

Деталі, які виготовлені із середньовуглецевих низьколегованих сталей завдяки своїй структурі, яка отримується після гартування та високого відпуску, працюють в умовах тривалих силових навантажень. В той же час режими термічної обробки, що використовуються для покращення деталей, в більшості випадків розроблялися без врахування накопичення пошкоджень на границях зерен при дії навантажень. В зв'язку із цим було проведено термічне зміцнення досліджуваних сталей від температур 860°C...1050°C та за часом витримки в аустенітній області від 30 хв до 80 хв.

Заготовки зразків діаметром 70 мм та товщиною 15 мм виготовляли з промислового прокату діаметром 100 мм, який попередньо піддавали гомогенізаційному відпалу.

Після відпалу заготовки гартували від температури 860 °C, яка є стандартною для досліджуваних сталей. В зв'язку із суттєвими структурними та субструктурними змінами аустеніту, що відбуваються при підвищенні температури в аустенітній області, проводили гартування від температур, вищих за рекомендовану, а саме 900 °C, 950 °C, 1050 °C. Для повного проходження процесів гомогенізації при температурі аустенітизації, враховуючи рекомендації довідникової літератури час витримки при температурі гартування складав 30 хв. Для виявлення впливу розміру зерна на стійкість сталей при дії силових навантажень та отримання структури з різними зеренними характеристиками, але близькою субструктурою частину зразків гартували від вищезгаданих температур з витримкою в аустенітній області 80 хв.

Щоб забезпечити захист від окислення та знеуглецювання зразків, нагрів проводили в соляній ванні наступного хімічного складу: 80 % хлористого барію (BaCl_2) + 20 % хлористого калію (KCl). Розкислення соляної ванни проводили тетрабуратом натрію. Зменшення вірогідності

утворення тріщин в зразках при гартуванні досягалось охолодженням в маслі.

Після гартування заготовки піддавали високому відпуску при температурах 600...650 °С. Для зменшення окислення та знеуглецювання зразки поміщали в ємність і засипали сумішшю графіту і піску, який був попередньо просушений при температурі 200 °С. Час витримки при відпуску складав 2 год. Уникнення процесів зворотної відпускнуї крихкості після високого відпуску досягалось охолодженням заготовок у воді. Для зміни структурного стану границь зерен частину зразків піддавали окрихчувальному відпуску при температурі 520...550 °С. При цьому час витримки складав 2 год. Охолодження проводили разом з піччю.

2.2. Дослідження механічних властивостей, ударної в'язкості, оцінка схильності сталей до зворотної відпускнуї крихкості, аналіз будови зломів сталей, випробування на зношування.

При вирішенні поставлених в роботі задач використали набір теоретичних і фізико-механічних методів дослідження. Більшість методів є стандартизованими і тому будуть лише перераховані, а методи, які використані для виявлення границь зерен і їх дослідження, були спеціально пристосовані для досягнення мети роботи.

Для визначення міцності і пластичності досліджуваних сталей проводили випробування на розтяг у відповідності з ГОСТ 1497-84. Розтяг проводили на машині ИМ-4Р, використовуючи зразки діаметром $5 \cdot 10^{-3}$ м з п'ятикратною довжиною. При досліджуванні записували діаграму розтягу. Результати експерименту оцінювали як середнє із даних випробувань восьми зразків.

Вимірювання твердості за Брінеллем проводили, згідно ГОСТ 9012-59 на приладі ТШ-2М. При цьому сталеву кульку діаметром 5 мм втискали у досліджуваний зразок під навантаженням 7500 МПа протягом 10 сек.

Результати вимірювань оцінювали за середнім значенням шести замірів. Твердість за Роквеллом визначали згідно ГОСТ 9013-59 на машині ТК-2М. Алмазний конус під попереднім навантаженням 100 Н та основним навантаженням 1400Н протягом 5...7 сек. втискався в зразок. Визначення мікротвердості проводили на установці ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76).

Для дослідження зразків на ударну в'язкість був прийнятий стандартний метод випробувань на ударний згин, що дозволяє найбільш надійно визначити схильність сталі до крихко-в'язкого переходу по критичній температурі холодноламкості, в інтервалі температур від -196 до + 100 °С. По побудованим серіальним кривим ударної в'язкості і відсотку в'язкої складової в зломі визначали температуру порогу холодноламкості досліджуваних сталей, в якості якої була прийнята температура, що відповідає присутності в зломі 50% крихкої складової.

Випробування на ударний згин здійснювали на маятниковому копрі МК-30 згідно ГОСТу 9454-78, використовуючи призматичні зразки 10x10x55 з надрізом Шарпі.

Зразки охолоджували від 0 до -70°C в суміші ацетона і стисненої вуглекислоти, а від -70°C до -150°C – в суміші рідкого азоту і петролейного ефіру.

Температуру в інтервалі від 0 до +100°C вимірювали ртутним термометром, а з інтервалі від -20 до -100°C - спиртовим, більш низькі температура - платиновим термометром опору.

Розбиті зразки з метою запобігання окислення поверхні злому відразу після випробування поміщалися в спирт і просушувались в струмені теплого повітря.

Результати експерименту оцінювали як середнє з даних випробувані 5...6 зразків.

Розвиток відпускної зворотної крихкості значно знижує експлуатаційну надійність деталей. Методи оцінки схильності сталей до відпускної крихкості мають важливе значення для розробки ефективних способів її усунення.

Визначення схильності сталі до відпускної крихкості за результатами випробувань зразків на ударний згин тільки при кімнатній температурі має ряд недоліків. Тому в даній роботі схильність до відпускної крихкості оцінювали по зміщенню серіальних кривих «ударна в'язкість, відсоток в'язкої складової в зломі – температура випробування» для окрихчених зразків по відношенню до в'язких.

Фрактографічну оцінку зломів проводили на зразках після серіальних випробувань на ударну в'язкість. Характеристикою злому є відсоток в'язкої складової в зломі, тобто відношення площі, зайнятої в'язкими ділянками, до всієї площі злому, що визначали шляхом планіметрування поверхні в'язких ділянок по макрофотографіях.

Особливу цікавість представляє вивчення будови злому при великих збільшеннях для виявлення характеру руйнування, встановлення зв'язку між типом злому, структурою металу та властивостями.

Для виявлення механізму руйнування зломи зразків після випробування на ударну в'язкість досліджували з допомогою електронних мікроскопів УЕМВ-100К, Стереоскан С4-100, скануючий електронний мікроскоп використовували при вивченні процесів перерозподілу легуючих елементів в процесі окрихчення.

Дослідження поверхонь руйнування проводили на приладі «ДЖАМП-10С» (Японія). Для визначення вмісту елементів зразки з надрізом руйнувалися в робочій камері оже-мікрозонду за допомогою спеціально вмонтованого пристрою. Вакуум в робочій камері був не нижче $4 \cdot 10^{-7}$ Па.

Очищення поверхні від хімічно адсорбованих елементів відбувалася шляхом пошарового розпилення іонами аргона ($U_{\text{тр}} = 1$ кВ, $I_{\text{тр}} = 4$ мкА при тиску аргона $1 \cdot 10^{-3}$ Па). Чистоту поверхні контролювали оже-електронним методом,

Зразки вставляли в спеціальне гніздо пристрою для руйнування, що дозволяло локалізувати площину злома в площині фокусування оже-спектроскопа і отримати поверхню злома, вільну від адсорбованих з атмосфери атомів і молекул кисню, вуглецю, азоту. Наявність приставки для охолодження дозволяло проводити руйнування зразків в інтервалі температур від -186 °С до кімнатної. Суміщення електронного пучка і детекторів з робочою камерою системи сканування дозволяло отримати зображення поверхні зразка у вторинних характеристичних оже-електронах з розділяючою здатністю 25 нм. Аналіз поверхні злому проводили при струмі первинного пучка 10 А і прискореному напруженні 10 кВ. Діаметр поверхні, що аналізується, складав 1 мкм.

Випробування на зношування проводили з використанням системи двох елементів (матеріалів), поверхні яких під час випробовування дотикались і взаємно переміщувались. Один з елементів - матеріал тертя, другий - контртіло.

При випробуванні відтворювали ті умови тертя і види зношування, що виникають при експлуатації деталей. Критеріями вибору умов випробування було забезпечення характеру пошкодження поверхні, руйнування, змін мікротвердості і структури поверхневого шару, аналогічним, що витікають при роботі деталей.

Випробування на тертя та зношування зразків проводили на машині 2070 СМТ-1. Конструкція машини дозволяє проводити вивчення процесів тертя в різних середовищах в умовах тертя кочення за схемою контакту «диск-диск» та тертя ковзання за схемою «диск- колодка» або «вал-втулка».

В роботі проводили дослідження із зношування за схемою «диск-колодка» в режимі сухого тертя ковзання.

Так як виготовлення таких зразків вимагає наявності достатньої кількості матеріалу, то у випадках, коли необхідно було провести випробування матеріалу, з якого неможливо виготовити зразки даної форми, виготовляли зразки із зменшеними геометричними розмірами.

В якості кількісних характеристик зношування використовували:

- лінійний знос Δl , мкм - зміна розмірів зразка перпендикулярно до поверхні тертя;
- масовий знос Δm , г - втрата маси матеріалу при зношуванні;
- масову інтенсивність зношування

$$I_m = \frac{\Delta m}{\rho SP}, \quad (2.1)$$

де ρ - густина матеріалу, S - шлях тертя, P - геометрична площа контакту.

Значення параметрів зношування оцінювали за результатами випробувань 6...7 зразків.

Для вимірювання лінійного зносу Δl використовували компаратор ИЗА-2. Для визначення масової інтенсивності зношування втрату маси матеріалу вимірювали аналітичною вагою марки WA-21.

2.3. Методи виявлення і оцінки параметрів міжзеренних і міжфазних поверхонь поділу сталей.

Встановлення кореляційних зв'язків між структурно-енергетичними параметрами, атомно-кристалічною будовою поверхонь поділу зерен та властивостями сталей вимагає визначення кількісних параметрів об'ємної структури металів, які мають вирішальне значення для формування експлуатаційних та технологічних властивостей сталей.

Стандартизовані методи виявлення і визначення величини зерна сталей ГОСТ 5639-82 та оцінки мікроструктури і карбідної неоднорідності

сталей ГОСТ 5950-73 в основному є напівкількісними методами балової оцінки, що базується на візуальному порівнянні випадкового поля зору з еталонними шкалами, що обумовлює суб'єктивність оцінки, невисоку точність та ненадійність результатів. Методи оцінки величини зерна стали по площі середнього зерна або по середньому лінійному розміру діаметра зерна (ГОСТ 5639-82) характеризують двомірне січення площини шліфа. Вони не мають однозначного зв'язку з розміром зерна, тому що зерна перетинаються площиною шліфа на довільній відстані від їх центру і можуть мати різну форму. В зв'язку з цим виникає необхідність використання методик, які базуються на зв'язку характеристик площинної структури з параметрами об'ємної будови.

Виявлення зерна проводилося методом травлення свіжовиготовленим насиченим водним розчином пікринової кислоти з додаванням 1...10% поверхнево-активної речовини (ПАР). Цей реактив є найбільш ефективним серед стандартизованих реактивів, які виявляють границі зерен (ГОСТ 5639-82). Крім цього виявлення структури границь зерен здійснювалось із застосуванням іонно-плазмового травлення шліфів (травлення іонним бомбардуванням). Іонне травлення металів здійснювалось на вакуумному універсальному пості ВУП-4 в розрядній камері (рис. 2.1). Розрядна камера складається: із основи 8 для розташування скляного ковпака-обмежувача робочого простору іонізатора 6, катоду 7, аноду 5, між якими подається висока напруга в декілька сотень вольт. На катоді 7 розміщується досліджуваний об'єкт.

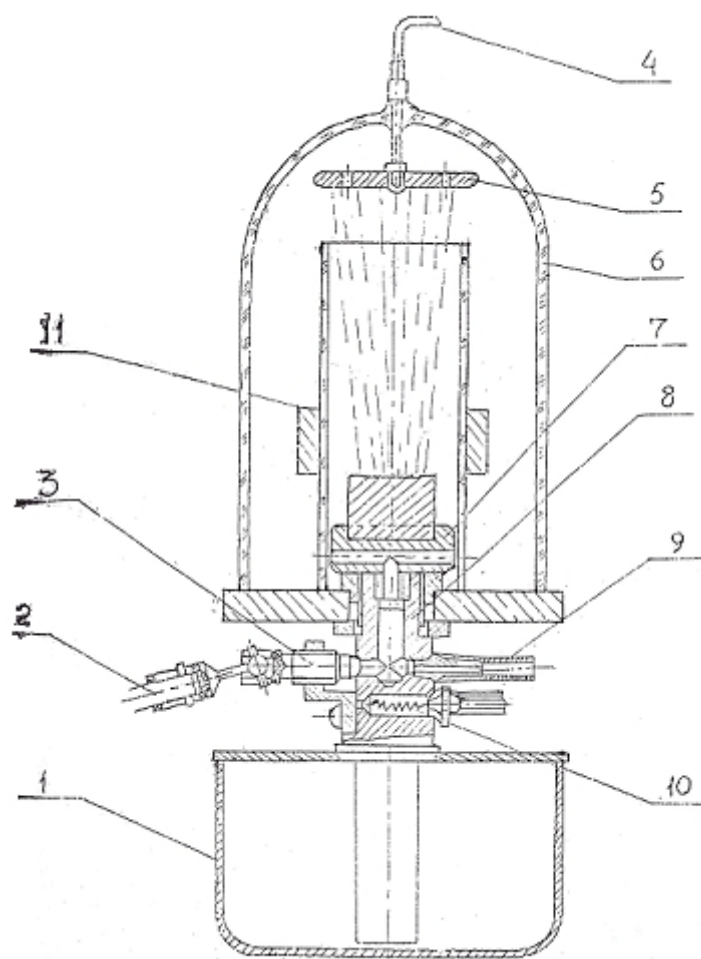


Рис. 2.1. Схема пристрою для іонно-плазмового травлення в установці ВУП-4

В робочий об'єм іонізаційної камери, яка знаходиться в електричному полі напруженістю $0,5 \dots 1,0$ кВ і під тиском залишкового газу повітря не більш як 10^{-3} мм.рт.ст., через трубку 9, систему напуску, в яку входять пропускний і дозуючий клапани, подається в мінімальній кількості газ аргон, який є носієм заряджених частинок іонів. При надходженні в камеру молекул нейтрального газу в достатній кількості і при утворенні різниці тисків між камерою і загальним ковпаком вакуумного посту відбувається газовий розряд. Зустрічаючись із поверхнею взірця, іони вибивають атоми матеріалу взірця, утворюючи на ньому мікрорельєф. Таким чином починається процес іонного травлення поверхні.

В залежності від іонізаційного струму, напруженості електричного поля і концентрації газу відбувається або іонна поліровка поверхні об'єкту або іонне травлення.

Електрична схема установки дозволяє забезпечити іонізаційний струм до 50 мА при напрузі до 10 кВ, що дає можливість легко керувати режимами поліровки або іонізаційним травленням.

В результаті проведеної роботи були встановлені режими іонного травлення деяких матеріалів (табл. 2.3).

Таблиця 2.3

Режими травлення досліджуваних сплавів

| № п/п | Матеріал | Напруга, кВ | Тиск газу мм.рт.ст. | Час травлення хв |
|----------|--|-------------|------------------------|---------------------|
| 1 | Армко-залізо | 6,0 | $6 \cdot 10^{-3}$ | 40-50 |
| 2 | Сталь вуглецева | 6,5 | $8 \cdot 10^{-3}$ | 50-60 |
| 3 | Сталь середньовуглецева легована | 7,0 | $8 \cdot 10^{-3}$ | 60-70 |

За даними таблиці можна зробити висновок, що вибір режимів травлення залежить від матеріалу та його стану. Процес іонного травлення трудоміський і тривалий, тому для вдосконалення цього методу в бік зменшення часу проходження повного циклу травлення, а також покращення якості травлення границь зерен, провели ряд експериментів з застосуванням різних форм і розмірів локалізуючих кварцевих трубок. Було встановлено, що змінюючи розміри локалізуючих кварцевих трубок по діаметру циліндра, можна регулювати розміри площі протравленої поверхні, а змінюючи розміри локалізуючих трубок по висоті, можна регулювати час, при якому здійснюється процес травлення. Із збільшенням висоти локалізуючих трубок зростає число іонів з вищою ударною

енергією, тобто зростає інтенсивність ударної іонізації і тим самим процес травлення здійснюється швидше.

Позитивні результати були отримані з застосуванням магнітної системи 11 (рис. 2.1), яка була встановлена в темній прикатодній області, в місці домінуючого розгону електронів і іонів для надання їм більшого прискорення. З застосуванням магнітної системи час повного процесу іонного травлення зменшився в декілька разів. Однак цей результат має негативну сторону, тому що вимагає багато часу на попереднє знаходження місця оптимального розміщення системи. Невелике зміщення від оптимального місця в одну чи іншу сторону приводить навпаки, до гальмування процесу.

Для оцінювання дійсного розміру зерна вважали, що розміри одного зерна визначаються його об'ємом V , площею перерізу F і діаметром D . Малоімовірно, що площа найбільшого січення або діаметр D зерна попадає власне в площину перерізу шліфом. Безпосередньо вимірюючи лише площу перерізу f даного зерна довільною площиною і найбільший поперечник цього перерізу d ГОСТ 1778-70 визначає величину зерна площиною його випадкового перерізу f . Просторові характеристики D , F , V визначається аналітично з доступних вимірювань розподілень d і f , знаходячи середні значення D , F , V і закон їх розподілу.

Повне рішення цієї задачі існує лише для системи випуклих рівноважних (ізотропних) зерен, які для спрощення обчислень припускають сферичними. Характеристику рівноважної структури дає гістограма розподілу дійсних діаметрів зерна $N_i(D_i)$, де N_i - число зерен в групі i з дійсним діаметром D_i .

Будь-яка гістограма правильно відображає закон розподілу лише тоді, коли розбивання по осі абсцис рівномірне. Гістограми двох структур порівняльні, якщо всі точки розбивання співпадають. Для побудови гістограм обов'язковий суцільний, а не вибірковий підрахунок всіх зерен

на вибраній площині. Гістограма повинна складати не менше $K=7\ldots 8$ груп, частіше, $8\ldots 10$ груп. Якщо в розподілі зерен 1-ої групи по площі немає кореляції, число підрахованих на довільній площині зерен 1-ої групи n_i має пуасоновий розподіл із середньоквадратичним відхиленням $\sigma_{ni} = \sqrt{n_i}$. При порівнянні двох гістограм з однаковим сумарним числом зерен $n = \sum_{i=1}^k n_i$ їх можна вважати різними, якщо хоча б для деяких поля $n_i \pm \sigma_{ni}$ не перекриваються. Для цього потрібно мати достатньо великі n_i , так, що для побудови гістограм треба виміряти не менш як 200-300 зерен. Маючи гістограму $n_i (D_i)$ для об'ємних діаметрів зерен визначають всі характеристики об'ємної будови.

Для оцінки різнозернистості сталей використовували стандартні методи згідно ГОСТу 5639-82 - різнозернистою вважають структуру, в якій існують зерна, що відрізняються від основного (переважаючого) номера, визначеного по еталонним шкалам, більш, ніж на один номер і займають на шліфі площу, більшу ніж 10%.

Але визначення розміру зерен в різнозернистій структурі методом виміру довжин довільних хорд (ГОСТ 5639-82) на практиці дає велику відносну похибку $s/d \sim 0,7$), навіть при перетині значної кількості зерен $n > 2000$. Довжина відрізка, що перетинає зерно в площині, довільна і суттєво відрізняється від середнього діаметру зерен, видимих на площині зерна.

Оцінку різнозернистості проводили за даними статистичного металографічного аналізу. Підраховували число зерен певного діаметра N_i і будували криві розподілу зерен за розмірами $N_i = f(D_i)$. Визначали розмір зерен, які зустрічаються найчастіше D_3 та максимальний розмір зерен D_{\max} .

Середній діаметр зерен:

$$\bar{D} = \frac{\sum_i D_i N_i}{N}, \quad (2.2)$$

де N - число зерен.

Питома частка зерен, які мають розміри, що відрізняються від середніх:

$$\frac{\Delta D}{D} = \sum_R \frac{(\bar{D} - D_i) N_i}{\bar{D} N}, \quad (2.3)$$

де R - число груп зерен різних розмірів.

Для однорідних структур: $\frac{\Delta D}{D} = 0.3 \dots 0.35$.

Більші значення свідчать про різнозернистість. Максимальні відхилення від статистично найбільш вірогідного розміру характеризуються відхиленням $\frac{D_{\max}}{D_3}$, яке відтворює ступінь асиметричності D_3 кривої розподілу. Для структур з рівновеликими зернами $\frac{D_{\max}}{D_3} = 2.5 \dots 3$. Для різнозернистих структур це відношення більше 3 і досягає 9...10.

Обидві оцінки доповнюючи одна одну, дозволяють кількісно характеризувати різнозернистість.

Більш наглядно різнозернистість виявляється на кривих розподілу площі, яку займають зерна даного розміру в функції розміру зерен $S_i = f(D_i)$ або $\sqrt{S} = f(D_i)$.

Залежність $S_i = f(D_i)$ для різнозернистих структур характеризується кривою з двома максимумами або двома кривими, які розділені значним інтервалом. Відношення площ під кривими характеризує долю площі, яку займають зерна, а відношення $D_{\max 1} / D_{\max 2}$ - максимальне перевищення розміру великих зерен над дрібними.

В роботі використали і об'єктивний метод визначення різнозернистості сталей шляхом перегляду шліфів в металографічному мікроскопі з окуляром, який має дві лінії, що перетинаються і шкалу з поділками. Шліфи пересували вздовж осі мікроскопу, причому фіксували середні значення видимих діаметрів зерен. Визначення різнозернистості

сталі проводили в слідуючій послідовності (вимірювали не менше 200...300 зерен, збільшення мікроскопу $\times 100-500$ з врахуванням при необхідності дрібних зерен):

1. Будували гістограму розподілу видимих на шліфі діаметрів зерен (d_j) по 8...10 К-групам з частотою (n_j). Для побудови гістограми обов'язковим є суцільний, а не вибірковий підрахунок всіх зерен на визначеній площі.

2. Визначали середній діаметр D_i в кожній групі, в мм:

$$D_{ym} = \frac{\pi}{2} \frac{1}{\frac{1}{d}}, \text{ (мм)} \quad (2.4)$$

$$D_{ym} = \frac{\pi}{2} \frac{1000}{M}, \text{ (мм)} \quad (2.5)$$

де M - збільшення мікроскопу.

3. По гістограмі розподілу видимих зерен на шліфі будували істину діаграму розподілу зерен в структурі:

$$N_i = j^2 \left(\frac{n_j}{2_{j-1}} - \frac{n_{j+1}}{2_{j+1}} \right), \quad (2.6)$$

$$D_{cp} = \sum_{i=1}^k \frac{N_i}{D_i}, \text{ (мкм)} \quad (2.7)$$

$$\bar{D}_{cp} = D_{cp} \frac{1000}{M}, \text{ (мкм)}, \quad (2.8)$$

4. Визначали величину дисперсії:

$$S_D^2 = \frac{\sum_{i=1}^k N_i (D_i - \bar{D})^2}{\sum_{i=1}^k N_i}. \quad (2.9)$$

5. Визначали об'єми, які займають зерна першої і останньої груп:

$$V_i = \frac{N_i \cdot i^3}{\sum_{i=1}^k i^3 \cdot N}. \quad (2.10)$$

Якщо гістограма має два максимуми (відстань між якими більше $2 S_D^2$) через поле гістограми не можна провести монотонної кривої – вважали, що зразок різнозернистий.

Питому поверхню границь розподілу зерен, фаз або структурних складових ρ визначали як площу поверхні (мм^2) зерен, яка припадає на 1 мм^3 об'єму взірця. Згідно лінійного аналізу:

$$\rho = \frac{4nM}{L}, \quad (2.11)$$

де L - загальна довжина ліній вимірювання, мкм; n - число точок перетину лінії вимірювання з границями зерен; M - збільшення мікроскопу.

На відміну від середнього лінійного розміру зерна питома поверхня зерен являє собою точну і для всіх випадків достовірну об'ємну характеристику структури, тобто стереометричну величину.

Виходячи з того, що поверхні поділу зерен є місцями підвищеної концентрації дефектів і в значній мірі впливають на процеси дифузії і виділення фаз, зміцнення і окрихчення, поверхня поділу зерен являє собою фізично обґрунтовану характеристику розміру зерна. Тому при дослідженнях більш доцільно використовувати питому поверхню поділу зерен, ніж середню лінійну величину зерна (d).

Для рівноважної, однорідної зеренної структури між цими параметрами існує залежність $\rho = 4d$.

Мінімальну кількість точок перетину (n), які необхідно врахувати для отримання заданої величини відносної похибки з повною довірчою вірогідністю отриманого результату можна визначити за допомогою таблиць математичної статистики. Так для відносної похибки 5%, при довірчій вірогідності результатів визначення 0,9 необхідно $n=1082$ точки перетину, при довірчій вірогідності 0.7. $n=430$, а при загально прийнятій вірогідності 0,5 достатньо виміряти $n=182$ точки.

Поверхню границь фаз визначали аналогічно питомій поверхні границь зерен:

$$S_{\alpha\beta} = 2n_{\alpha\beta}M / L, \text{ мм}^{-1}. \quad (2.12)$$

Ця стереометрична характеристика визначає граничну поверхню між частинами α і β фази в 1 мм^3 зразка.

Відносна питома поверхня міжфазних границь:

$$\bar{\rho}_{\alpha\beta} = \rho_{\alpha\beta} / (V_{\beta} / 100) = (2n_{\alpha\beta}M \cdot 100) / (V_{\beta} \cdot L), \quad (2.13)$$

$$\rho_{\alpha\beta} = \frac{2n_{\alpha\beta}100M}{L}. \quad (2.14)$$

Відносна питома поверхня міжфазних границь співвідноситься не з об'ємом зразка, а з об'ємною долею дисперсної фази і таким чином є мірою дисперсності: чим більше величина відносної питомої поверхні міжфазних границь, тим вища дисперсність структури.

Визначення площі поверхонь поділу зерен проводили по фотографіях мікроструктури. На довільній прямій, проведеній на ділянці мікроструктури, розраховували кількість точок перетину прямої з границями зерен. Цю кількість точок для реальної мікроструктури визначали по формулі:

$$P_{\alpha} = P_{ai} \frac{m}{n}, \quad (2.15)$$

де P_{ai} - кількість точок перетину прямої з поверхнями поділу зерен; m - довжина довільної прямої, проведеної на фотографії мікроструктури, в см; n - збільшення зображення мікроструктури.

Площу поверхонь поділу зерен, що припадає на одиницю об'єму S_v (в см^{-1}) знаходили із співвідношення:

$$S_v = 2P_{\alpha}, \quad (2.16)$$

де P_{α} - кількість точок перетину прямої з поверхнями поділу зерен, що припадають на одиницю довжини мікроструктури.

2.4. Методика електронно-мікроскопічних досліджень структури сплавів.

Об'єкти, призначені безпосередньо для дослідження у електронному мікроскопі виготовляли з пластин товщиною 0,7... 1 мм, вирізаних із стержнів з квадратним перерізом 10x10 мм, що попередньо проходили необхідну термічну обробку, а потім рівномірно механічно потоншувались по двох протилежних перерізах до товщини 0,25...0,3 мм. З цієї пластинки електроіскровим методом вирізались диски діаметром 3 мм, які

потоншувались механічно до 0,15...0,18 мм. Отримані таким методом шайби поміщались у фторопластовий держак між двома платиновими кільцями, в якому здійснювалась електролітичне полірування за методом Болмана. Електроліти та режими полірування, використані в даній роботі, наведені в табл. 2.4.

Таблиця 2.4

Хімічний склад електролітів та режими електрохімічного полірування

| Склад електроліту | Густина струму, А/мм ² | Спади напруги в робочому стані, В | Температура електроліту, °С | Час роботи, хв. | Примітки |
|--|-----------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------|-----------------|---------------------------------|
| 133 мл. льодяної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду, 20 мл води (метод Болмана) | 0,6 | 13...15 | 30 | 10...15 | Охолодження та перемішування |
| 5 % перхлорної кислоти, 95 % оцтової кислоти (струміневе полірування) | 0,7 | 20 | 45 | 4...6 | Змішувати обережно. Охолодження |

Електроліт з перхлорною кислотою застосовувався для струменевого електрополірування зразків у відпущеному стані.

Електрополірування загартованих зразків здійснювалась у хромовооцтовому електроліті з інтенсивним охолодженням стінок посудини проточною водою. Для запобігання локального розігріву електроліту струм включався на короткі проміжки часу (5...6 с). Електроліт в процесі полірування перемішувався. Ці міри приймалися для запобігання процесів відпуску.

Слід відмітити, що такий режим значно скорочує час, необхідний для виготовлення одного зразка, та повністю задовольняє вимогам мінімізації впливу методики приготування зразків на їх структуру (запобігає процесам відпуску та забезпечує добру якість зразків). Електрополірування зразків припинялось при появі маленького отвору ($d < 0,5$ мм), після чого зразок промивали у воді, витягали з фторопластового держачка, знов промивали в дистильованій воді, висушували фільтрувальним папером.

При проведенні досліджень кількісних параметрів мікроструктури за фотографіями або безпосередньо на мікроскопі по шліфу для досягнення достовірних результатів необхідно проводити вимірювання значної кількості параметрів двовимірної структури, а саме: площ або лінійних розмірів перерізів мікрочастинок, середні числа лінійних та точкових елементів структури на одиниці площі шліфа, середнє число точок перетину січної лінії з лінійними елементами двовимірної структури на одиниці довжини січної тощо.

Виявлені структури не завжди є чіткими і контрастними. Тому для підвищення ефективності обробки результатів за фотографіями мікроструктур (рис. 2.2, а, б) створювали графічні схеми (рис. 2.2, в, г).

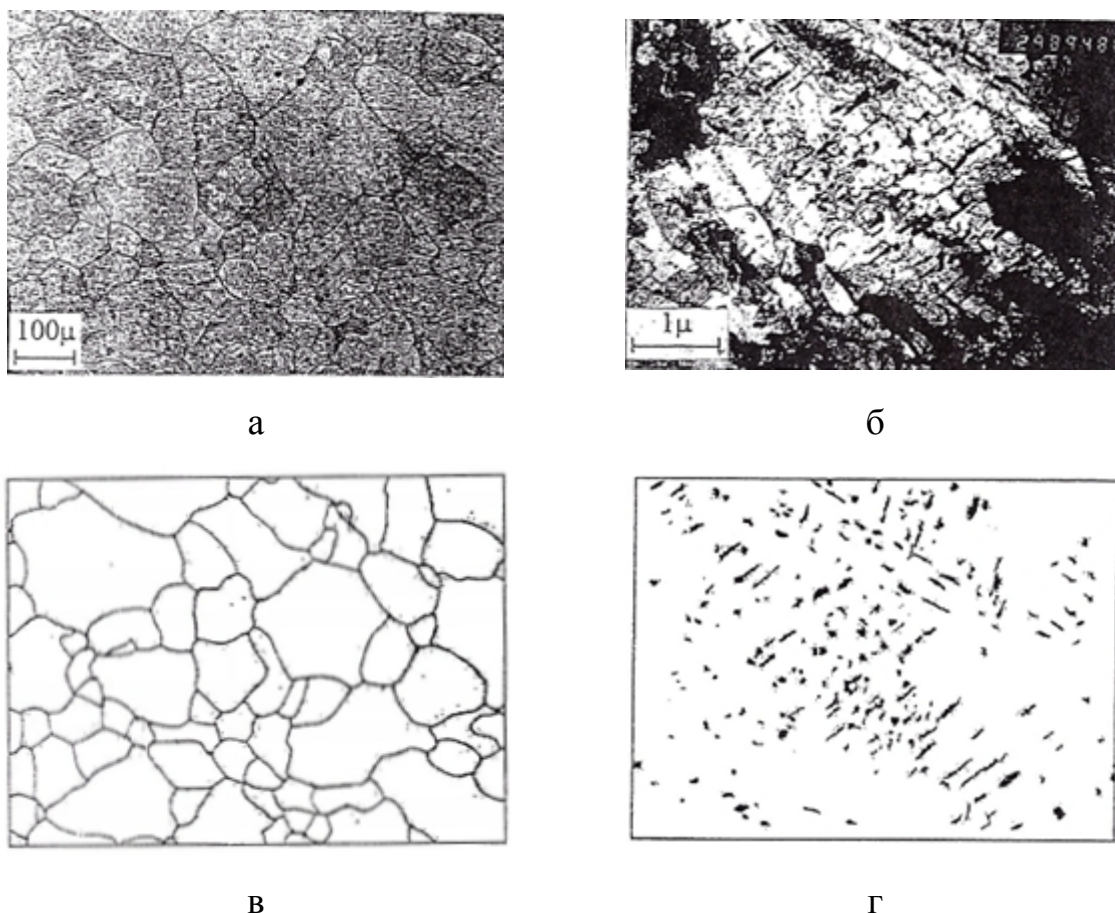


Рис. 2.2. Фотографії мікроструктур (а), (б) та створені у відповідності до них графічні схеми (в), (г) аустенітних зерен та карбідів.

2.5. Розробка ієрархічних моделей структури для врахування впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу, отриманих при різних режимах технологічних обробок на властивості сплавів.

Структура матеріалу деталей, яка визначає їх експлуатаційні властивості, формується під час технологічних процесів обробки. Важливе значення в проектуванні технологій має забезпечення зв'язку між результатами аналізу структури сплавів, її цифрового представлення і моделями їх поведінки. Підходи до моделювання континууму є важливою складовою обчислювального матеріалознавства та комп'ютерного забезпечення оптимізації технологічних процесів (рис. 2.3).

Одночасне використання обчислювального, експериментального матеріалознавства та комп'ютерних систем забезпечення оптимізації технологічних процесів дає можливість проводити порівняння моделей, які реалізовані на рівні числових оцінок, із результатами експерименту.

Більшість сплавів, які використовують для виготовлення деталей машин відносяться до полікристалічних систем. Слід відмітити, що сучасні теоретичні напрацювання, які стосуються впливу енергії поверхонь поділу зерен і принципів зернограничного управління структурою на експлуатаційну надійність сплавів, в повній мірі не реалізовані. Моделювання зеренної структури можливе при встановленні закономірностей впливу її різноякісних характеристик (розміру зерен, енергетичного стану поверхонь поділу і стиків зерен) на поведінку полікристалів.

Складність моделювання металічних матеріалів пов'язана із їх будовою на різних масштабних рівнях. На наноскопічному рівні розглядаються окремі групи атомів, мікроскопічному – дефекти всередині кристаліта, мезоскопічному - групи кристалітів в полікристалі, макроскопічному – деталь в цілому. В зв'язку із цим взаємодію атомів моделюють методами молекулярної динаміки, а на макрорівні використовують скінчено елементне моделювання і механіку суцільних середовищ. Для аналізу будови кристалів і їх взаємодії використовують ієрархічні методи, які в даний момент знаходяться на початку свого розвитку.

Використання ієрархічних моделей структури під час вибору раціональних технологічних обробок сплавів вимагає визначення впливу кількісних параметрів, що оцінюють відгук макровиробу при дії навантаження, на зміни багаторівневих структурних моделей сплавів.

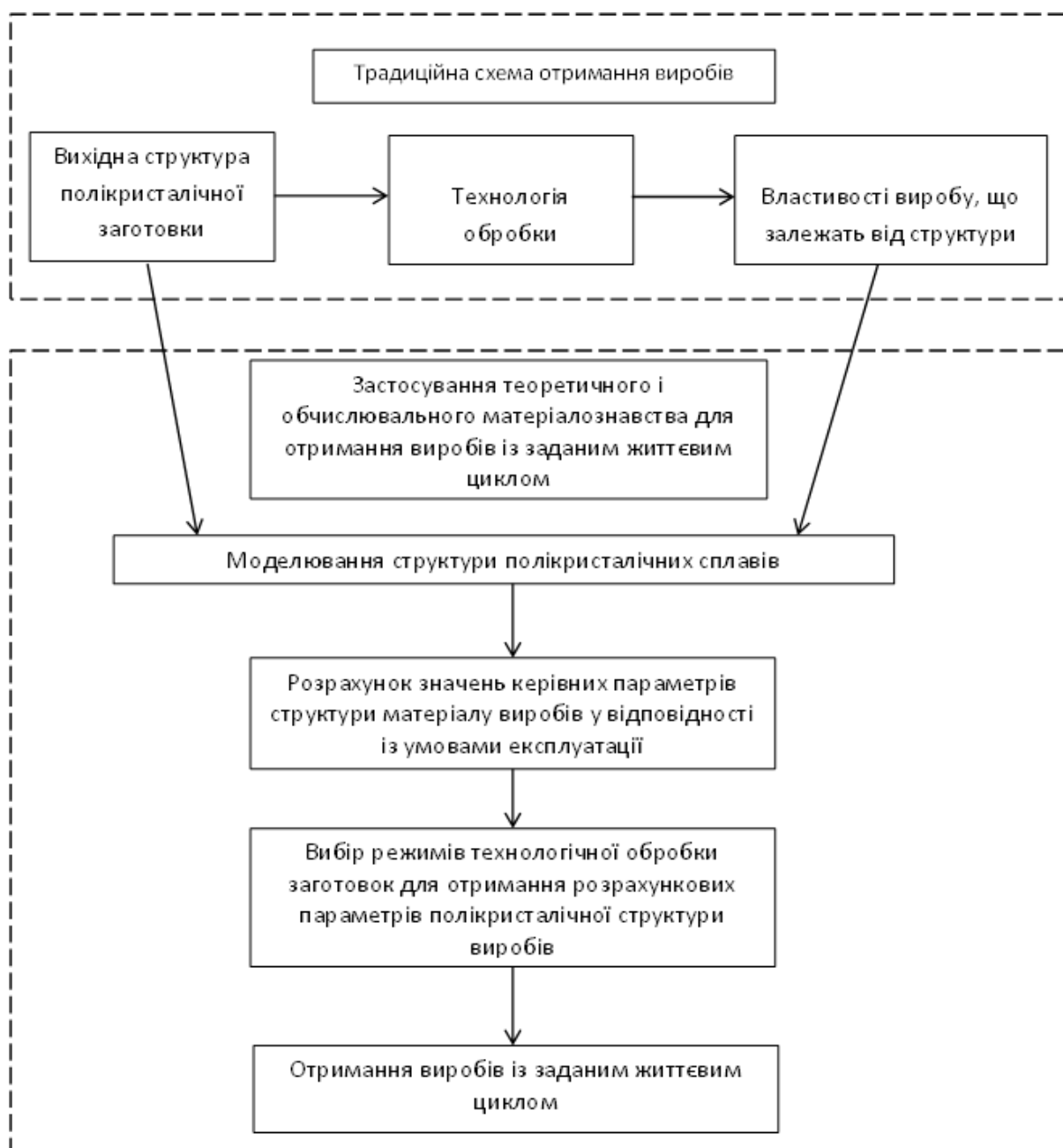


Рис. 2.3. Використання методів моделювання структури для управління властивостями поверхонь поділу зерен покращувальних сталей.

2.5.1. Використання системних підходів при виборі технологій підвищення властивостей сталей шляхом керування структурно-фазовим станом внутрішніх поверхонь поділу.

Підвищення конструкційної міцності серійних сплавів і створення сплавів з більш високим комплексом властивостей, а також технологій їх

обробки вимагає використання нових методологічних підходів. Ці методи повинні включати в себе сукупність металознавчих, технологічних і виробничих аспектів, практична реалізація яких гарантує необхідний рівень службових властивостей сплавів і їх надійність [232]. Для вибору матеріалів і технологій їх обробки при виготовленні деталей машин є обов'язковим встановлення складних взаємозв'язків хімічний склад — технологія обробки — структура — службові властивості — надійність (рис. 2.3).

Надійність і довговічність металічних матеріалів, деталей машин і конструкцій, які виготовлені з них визначається структурою.

Фізичні і квантовомеханічні моделі, які використовуються в матеріалознавстві для оцінки впливу структури і складу сталей на властивості, в силу своєї внутрішньої обмеженості (за рахунок неможливості врахування різноякісних характеристик), нездатні замінити навіть самі прості концепції, які базуються на декількох системних інваріантах. Тому несистемні підходи можуть давати результати тільки для окремих конкретних випадків, в яких вони є оптимальним, методологічним засобом.

Системний аналіз, який реалізується на метатеоретичному рівні, відновиться до числа найбільш складних завдань, що вирішуються сучасним матеріалознавством. Складність використання системного аналізу в тому, що замість звичайної чіткої регламентованої методики існує довільний набір (методологічний інструментарій) абстрактних метатеоретичних закономірностей. Тому завданням досліджень є підбір комбінацій елементів і визначення ефективності використання регламентованого набору із вихідного теоретико-методологічного інструментарію.

Для аналізу таких складних багатоякісних об'єктів, якими є метали і сплави в роботі використали метатеоретичний інструментарій теорії

гіперкомплексних динамічних систем, що дозволило на порядок понизити складність опису досліджуваних явищ [233..235].

2.5.1.1. Принципи розробки інваріантних моделей для аналізу впливу різноякісних характеристик структури і внутрішніх поверхонь поділу на властивості сталей.

Так як структура металічних матеріалів визначає їх службові властивості, то системний аналіз структури вимагає її вивчення на різних рівнях ієрархії (рис. 2.4).

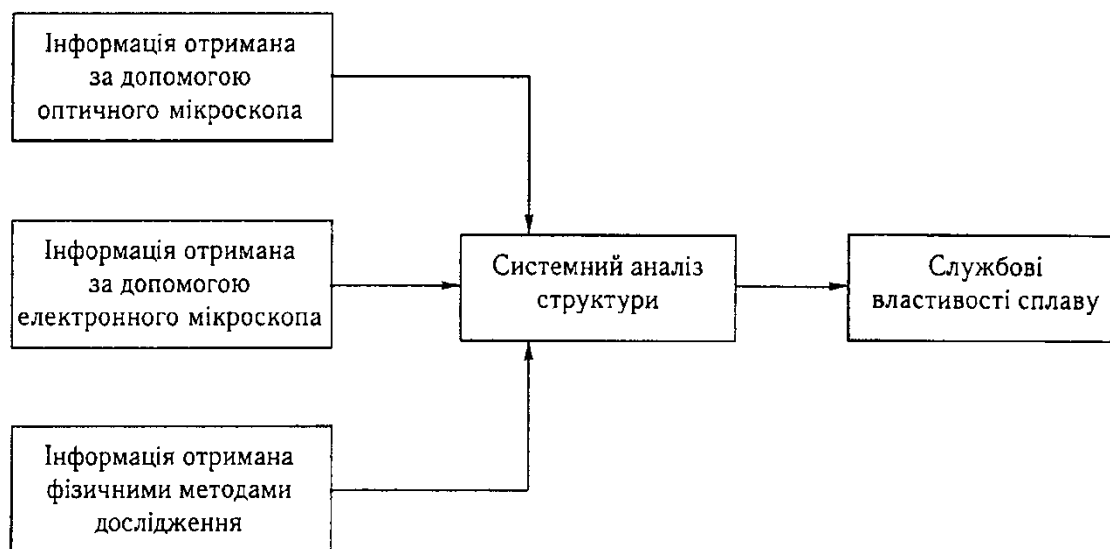


Рис. 2.4. Схема аналізу впливу структури на властивості сплавів.

При розробці системних моделей структури металічних матеріалів системний і математичний підходи поєднуються по наступній схемі:

- проводиться аналіз мети дослідження;
- формулюються завдання;
- будується модель;
- проводиться вибір і визначення стратегії дослідження;
- проводиться математичне описання системної моделі;
- реалізується модель на рівні числових оцінок;
- розраховуються окремі аспекти системного дослідження у відповідності із заданою стратегією.

Описання структури металічних матеріалів за допомогою моделей базується на дискретних підходах, в яких елементи системи розглядаються як точки у просторі і передбачається використання матричного і графічного методів представлення елементів і їх взаємодії.

В зв'язку із тим, що системні моделі за параметрами і законами функціонування повинні бути ідентичними об'єктам і явищам, що моделюються при розробці моделей проводиться наповнення системних інваріант конкретним змістом. Враховуючи, що в замкнених гіперкомплексних динамічних системах характер зміни їх елементів по напрямкам є протилежний, для наповнення системних інваріант використовували параметри структури, вибір яких залежав від мети досліджень [236..241].

Системні дослідження сталей проводили в наступній послідовності:

- для досліджуваного сплаву будували системну модель, яка адекватно відображала б системні властивості її структури.
- на основі аналізу загальних закономірностей системи встановлювали окремі властивості системної моделі.
- встановлювали емпіричні зв'язки між системними властивостями, які характеризуються детермінантом матриці і фізико-механічними властивостями сплаву.
- встановлювали значення матричного параметру, при яких фізико-механічні властивості сталі є оптимальними.
- визначали границі зміни системних властивостей сталі, які забезпечують отримання оптимального матричного параметру.

Наповнення системних інваріант конкретними характеристиками параметрів мікроструктури сплавів дозволило розробити інваріантні моделі мікроструктур, які включають їх різноякісні параметри. Моделі піддавали абстрактно-логічним дослідженням, при яких процедури вимірювання перетворювали в розрахункові і необхідні характеристики не

замірювали, а визначали розрахунковим шляхом. При оцінці впливу структурних параметрів сплавів на властивості характеристики, знайдені розрахунковим шляхом, перевіряли в ході експериментальних досліджень.

2.5.1.2. Особливості розробки інваріантних моделей мікроструктури сталей з врахуванням різного рівня ієрархії.

Як система, структура покращуваних сталей може розглядатись на наступних основних рівнях ієрархії: макро і мікроструктура, субструктура, міжатомна структура.

По своїй масштабності в загальному об'ємі всіх структур субструктура займає головне місце. Розміри зерен складають $1 \cdot 10^{-4}$ м, розміри дислокацій (ширина) - $1 \cdot 10^{-9}$ м, і, відповідно на долю субструктури або дислокаційних угруповань приходить проміжок у п'ять порядків.

У даний час кількість робіт, які встановлюють залежність конструктивної міцності сталей від різноякісних параметрів структури різних рівнів ієрархії є обмежена. Такі показники, як експлуатаційна надійність і довговічність є структурно-чутливими, тому науковий підхід, до їх покращення полягає у створенні оптимальних структур для конкретних умов експлуатації. Залежність різних властивостей від їх структури є складною. Тому вирішення проблеми створення оптимальної структури сталей вимагає деталізації всіх рівнів її ієрархії, визначення кількісних характеристик елементів структури, встановлення їх зв'язку з властивостями.

Базовим елементом структури полікристалічних матеріалів, який має якісні і кількісні характеристики на всіх рівнях ієрархії є зерно.

До зеренних характеристик макроструктури можна віднести розмір конфігурацію, особливості будови зеренних конгломератів в окремих об'ємах заготовки.

В межах окремого зерна можна виділити наступні елементи субструктури: субзерна, фрагменти, блоки, полігони, області когерентного розсіювання (рис. 2.5).

Субзерна, представляють собою зеренні підрозділи із збільшеною (у порівнянні з бочною) розорієнтацією і розділені малокутовими субграницями нахилу, кручення або змішаними, можуть складатись з системи блоків, фрагментів або не мати внутрішніх підрозділів.

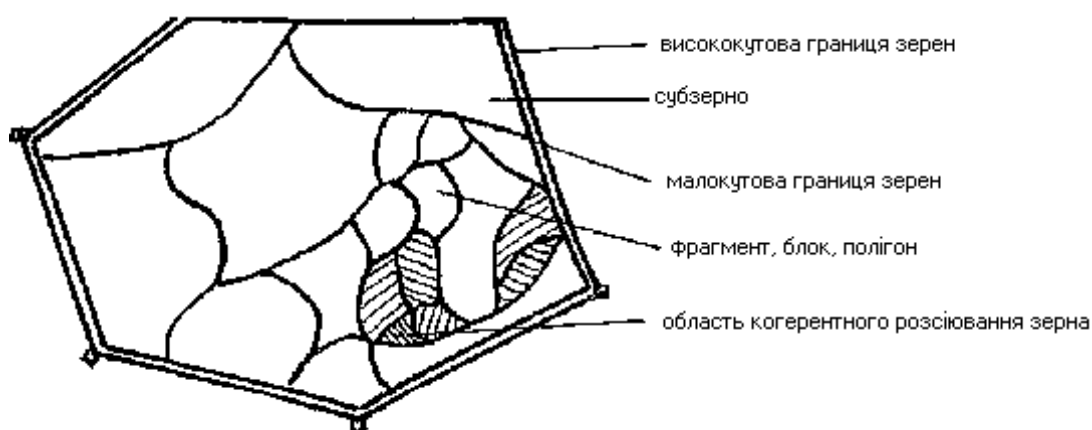


Рис. 2.5. Елементи зеренної структури різного різня ієрархії сталей [101, 109].

Фрагменти, блоки, полігони це розорієнтовані області зерна, поділені малокутовими границями дислокаційної природи. Границі складаються з ділянок границь нахилу, кручення, або їх суміші. Розмежування понять "фрагмент", "блок", "полігон" полягає у походженні цих локальних об'ємів зерна. Фрагменти виникають при розвиненій пластичній деформації металу в холодному стані в результаті ротаційних мод пластичної деформації. Блоки виникають при кристалізації і деформації, їх утворення є наслідком дії дислокаційних внутрішніх напруг. Полігони з'являються при розвитку полігонізації - процесу перебудови дислокацій при нагріванні після холодної пластичної деформації, або в результаті динамічної полігонізації, яка проходить за час пластичної деформації в певному інтервалі підвищених температур.

Області когерентного розсіювання ідентифікуються з малими ділянками зерна $10 \dots 1000 \text{ \AA}$, різноорієнтованими на невеликі кути і які характеризуються зниженою інтенсивністю рентгенівських інтерференцій. Розмірні характеристики елементів субструктури представлені у табл. 2.5.

Таблиця 2.5.

Розмірні характеристики елементів субструктури сталей.

| Назва структурного розподілу | Характеристика мікрodefектів | |
|----------------------------------|---|-----------------------|
| | Середній розмір, 10^{-2} м | Кут розорієнтування |
| Зерно | $1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ | $0 \dots 180^{\circ}$ |
| Субзерно | $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}$ | $1 \dots 15^{\circ}$ |
| Фрагмент, блок, полігон | $1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ | $20 \dots 60'$ |
| Область когерентного розсіювання | $1 \cdot 10^{-6} \dots 1 \cdot 10^{-7}$ | $10 \dots 60''$ |

В сталях перераховані структурні підрозділи виявляються в різних сполученнях і їх розміри змінюються в широких межах. Тому більш важливою характеристикою зеренних підрозділів є їх розорієнтованість. Якщо окремий об'єкт повернутий відносно іншого на $15 - 30^{\circ}$, то його слід віднести до зерна. Окремі зерна поділені висококутовими поверхнями поділу, що і побудовані системою граничних дислокацій.

Визначення впливу структурних параметрів внутрішніх поверхонь поділу на технологічні і експлуатаційні властивості покращувальних сталей є одним з актуальних завдань матеріалознавства. Основною перешкодою на шляху вирішення цього завдання є різноякісність та ієрархічна несумісність кількісних параметрів зеренної структури, що ускладнює алгоритмізацію встановлення взаємозв'язків між зеренною структурою та властивостями сталей.

Для побудови інваріантної моделі використали такі кількісні параметри зеренної структури, як і істинний діаметр зерна, який визначається за допомогою гістограм розподілу зерен по розмірам,

кількість потрібних стиків, що припадають на одне зерно певного розміру, і площа границь навколо зерен даного розміру.

Використали наступний порядок побудови гіперкомплексної матриці:

1. З вихідних даних розподілу зерен по розмірах оцінювали різнозернистість сталей і з них групували елементи системи для кожної сталі.

2. Впорядковували і номерували послідовність рівнів ієрархії в вихідній системі.

3. Будували квадратну матрицю у вигляді таблиці, розміри якої визначались числом груп зерен, які характеризують різнозернистість сталей.

4. Інформацію про систему розміщували в матриці.

На головній діагоналі матриці ставили кількісну характеристику у випадку наявності відповідного елемента системи. Номер діагонального елемента співпав з характеристикою зерна в групі певного розміру. Зліва і справа від головної діагоналі розміщували інформацію про взаємодію окремих груп зерен, які характеризують різнозернистість. Такою інформацією віддаль між нерівноважними стиками і сумарна площа границь навколо зерен даного розміру. В загальному випадку матрицю, яка описувала стан системи, позначали через Y і називали матрицю взаємодії, враховуючи при цьому її ГДС характер.

Графічне зображення гіперкомплексної матриці має наступний вигляд, який показаний на рис. 2.6.

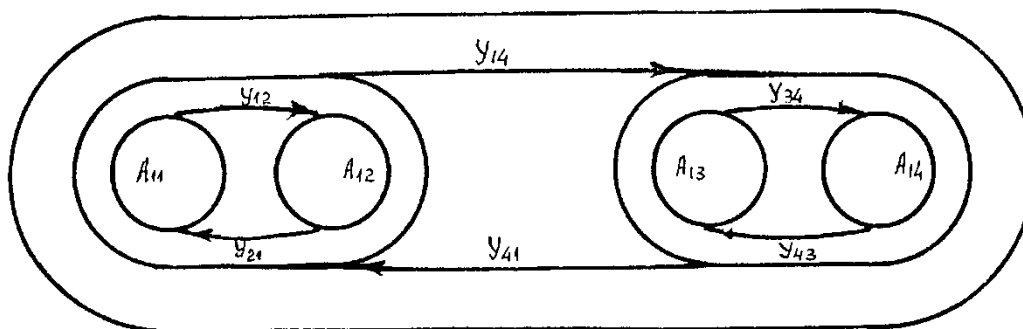


Рис. 2.6. Системна модель структури покращуваних сталей.

Замкненими лініями показані елементи, які позначені буквами "А" з відповідними індексами: A_{11} , A_{12} - характеристика зерен в першій групі розподілу зерен по розмірам, які включають у себе середній діаметр, об'ємну долю зерен; A_{13} , A_{14} - характеристики зерен у другій групі розподілу зерен по розмірам, які включають у себе середній діаметр і об'ємну долю зерен.

Стрілками позначені взаємодії, які позначені буквами "У" з відповідними індексами, що включають в себе слідуєчі характеристики: Y_{12} - границь зерен між зернами першої розмірної групи, базуються на енергетичних параметрах і площі границь; Y_{21} - потрійних стиків, то приходять на одне зерно в першій розмірній групі; Y_{34} - границь зерен між зернами другої розмірної групи, базуються на енергетичних параметрах і площі границь; Y_{43} - потрійних стиків, які приходять на одне зерно в другій розмірній групі; Y_{14} - границь зерен між зернами першої і другої розмірних груп, базується на енергетичних параметрах і площі; Y_{41} - потрійних стиків між зернами першої і другої розмірних груп.

2.5.2. Розробка моделей градієнтної будови великокутових поверхонь поділу зерен для аналізу впливу легуючих елементів і домішок на властивості сплавів.

Сучасний стан енергетичних і транспортних систем, старіння металофонду вимагає використання нових науково-обґрунтованих рекомендацій по можливості безпечної експлуатації окремих деталей, які відпрацювали розрахунковий термін і пройшли відновлюючий ремонт. Виробничі процеси ремонту в більшості випадків проводяться для відновлення геометричних розмірів деталей без врахування структурних змін, які суттєво впливають на їх експлуатаційні властивості і залишковий ресурс.

В багатьох випадках руйнування деталей пов'язано із виникненням тріщин в місцях локальної зміни механічних властивостей виробів – окрихчення. Таким чином проблеми працездатності виробів тісно пов'язана із зміною структурного складу сталей в процесі експлуатації і виникненням по цій причині в матеріалі деталей різного виду дефектів [242]. В даний час існує певна невідповідність між науковими досягненнями в області нормованих розрахунків міцності і оцінки залишкового ресурсу обладнання. Механічні властивості сталей, які використовуються в розрахунках, розглядаються як константи і не враховують змін локальної міцності в умовах неоднорідності хімічного складу і напружено-деформованого стану матеріалу. В зв'язку з цим важливе значення має виявлення впливу структурних факторів в матеріалах, на зміни механічних характеристик в локальних зонах.

При деформуванні сталей виділяють наступні рівні еволюції їх структури [243]: механічний, який відповідає пружній поведінці матеріалу; утворення дефектів трансляційного типу; локального порушення суцільності; глобального порушення суцільності, при якому формуються магістральні тріщини. Поява пошкоджень і розвиток тріщин в місцях локальної зміни механічних властивостей в багатьох випадках пов'язана із перерозподілом домішкових атомів із тіла в границі зерен під час експлуатації, або відновлюючих ремонтах виробів. Традиційні методи розрахунку на міцність деталей не приймають до уваги особливості механічної поведінки матеріалу в області зернограничних сегрегацій, яка може суттєво відрізнятись від поведінки матеріалу в цілому [244].

При експлуатації сталей кожен елемент структури дає свій внесок в розсіяння енергії. Границі зерен представляють собою елементи будови полікристалічних систем, які постійно змінюються за рахунок накопичення в них дефектів та їх перебудови. Це відбувається як фазові переходи другого роду [247]. Довготривала експлуатація деталей обладнання і особливо

технологічні процеси, які використовуються при відновлюючих ремонтах деталей (зварювання, наплавлення) призводять до розгальмування дифузійних процесів. В результаті роль зернограничних сегрегацій у формуванні механічних властивостей матеріалів може стати вирішальною [245, 246].

Міжкристалітна внутрішня адсорбція домішок на границях зерен може відбуватись як при нагріванні сталей в аустенітній області, так і в температурному інтервалі $450...550^{\circ}\text{C}$ з наступним повільним охолодженням. В результаті на поверхнях поділу зерен відбуваються процеси, які приводять до зниження міжзеренного зчеплення, механічної міцності системи в цілому і робить необхідним врахування цього явища при оцінюванні міцності і залишкового ресурсу деталей.

Розроблення моделі, яка б описувала зміну будови приграничних зон зерен в умовах дії зовнішніх навантажень і вплив стану поверхонь поділу зерен на елементарний механізм міжзеренного руйнування має важливе значення.

Вплив поверхонь поділу різного походження на процеси деформації і руйнування сталей є невивченим. В значній мірі це пов'язано із тим, що в існуючих моделях поверхонь поділу зерен будова і структурно-фазовий стан приграничних зон зерен не враховується. На основі отриманих результатів, та інших досліджень [247, 248] пропонується наступна фізична модель будови великокутових поверхонь поділу зерен.

Внутрішня будова зернограничного шару є складною, включає в себе кілька зон і шар на поверхні зерен (рис. 2.7).

Структуру поверхні поділу зерна і приграничного шару слід розглядати як функціонально-градієнтну. При переході від однорідного розподілу властивостей в об'ємній частині кристалічного тіла є масовий вихід дислокацій і формується перша зона (I) з підвищеною густиною лінійних дефектів, в якій стискаючі напруження зберігають форму і властивості об'ємів середини зерна. В першій зоні закладається неоднорідність геометричних і енергетичних властивостей, які проявляються в наступних зонах приграничного шару.

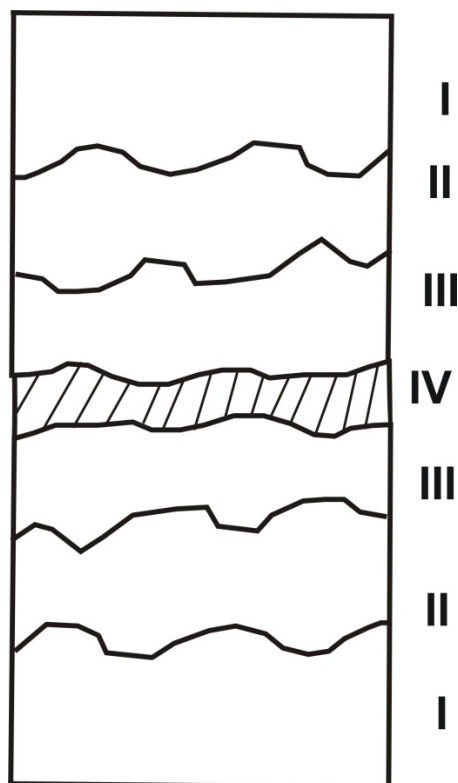


Рис. 2.7. Схема будови поверхні поділу зерен, як моделі інтерфейсу полікристалів на мезорівні [247, 248].

Наступна зона (II) (рис. 2.7) має рихлу, пористу структуру, пов'язану з обривом дислокацій в першій зоні. В ній присутні напруження розтягу.

Вакансійне перенасичення перехідного поверхневого шару приводить до формування в системі структурно-концентраційних неоднорідностей. Результатом хімічної взаємодії насиченої вакансіями кристалічної ґратки з фазами є утворення зони (III) нестехіометричного перехідного шару, в якому утворюються з'єднання, хімічний склад яких може змінюватись. В результаті отримується хімічна нестабільність шару, так як координаційне число матеріалу може змінюватись в результаті реакції на зовнішні умови — температуру і механічні навантаження. Зона IV є середньою частиною переходу між суміжними кристалітами.

При дії зовнішніх навантажень в пористій структурі відбуваються внутрішні перетворення в найбільш енергетично вигідну для сприйняття навантаження локальну структуру [248].

2.5.3. Модель впливу енергетичних характеристик внутрішніх поверхонь поділу на інтеркристалітне руйнування сплавів.

Одним з головних факторів, який визначає властивості поверхонь поділу, є їх пустотно-шорстка пориста структура. В залежності від вільного, або надлишкового об'єму (пористості) і зернограничних дефектів одна і та сама поверхня поділу має різні властивості. Мірою відхилення поверхні поподілу від рівноваги є величина вільного об'єму, яка визначається питомою кількістю пустот на одиницю площі поверхні:

$$v_f = \frac{V_f}{S}, \quad (2.17)$$

де V_f - абсолютний об'єм міжчастинних пустот в матеріалі структурного елемента в межах граничного шару, S – площа поверхні поділу структурного елемента. В якості пустот можуть бути пори, несучільності, вакансії, вакансійні кластери мікро- та наноскопічних розмірів. Існує деякий критичний вільний об'єм v_f^k , при якому поверхня поділу перетворюється в дві невзаємодіючі поверхні. Залежність енергії поверхонь поділу зерен від величини вільного об'єму представлена на рис. 2.8.

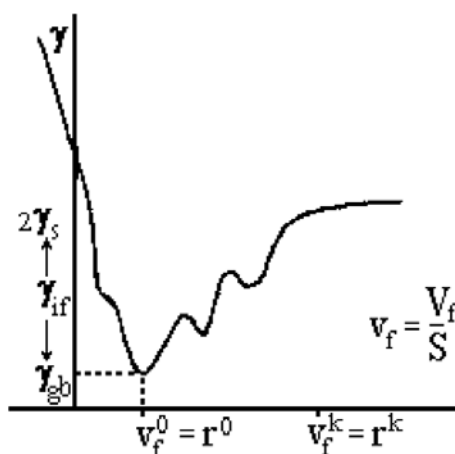


Рис. 2.8. Залежність енергії поверхонь поділу зерен полікристалічних сплавів від величини вільного об'єму [247, 248]: $2\gamma_s$ - енергія двох невзаємодіючих поверхонь зародка руйнування; γ_{gb} - енергія рівноважних поверхонь поділу зерен; γ_{if} - інтервал можливих значень енергії поверхонь поділу.

Досягнення на границях поділу структурних елементів критичного значення вільного об'єму v_f^k є небезпечним, оскільки в цьому випадку формуються пори і тріщини, які призводять до руйнування сплаву. При певному значенні вільного об'єму v_f^0 енергія границі відповідає рівноважній v_{gb} . В інтервалі вільного об'єму від v_f^0 до v_f^k може існувати не одна, а декілька можливих нерівноважних поверхонь поділу.

В процесі міжзеренного руйнування матеріалу утворюються нові поверхні. У випадку крихкого міжзеренного руйнування при відсутності пластичної деформації поблизу поверхні поділу енергія руйнування визначається співвідношенням:

$$\gamma^* = 2\gamma_s - \gamma_B, \quad (2.18)$$

де γ_s – поверхнева енергія, γ_B - вільна енергія поверхні поділу зерна. В зв'язку з тим, що енергія поверхні зерна γ_B залежить від зернограничної структури, енергія міжзеренного руйнування γ^* також залежить від структури. У випадку, коли пластична деформація супроводжує міжзеренне руйнування, його енергія γ^* є більшою ніж при її відсутності, а вплив зернограничної структури є більш сильнішим. Міжзеренне руйнування сплавів відбувається в наслідок концентрації напружень, яка обумовлена розвитком зернограничного проковзування на різних нерегулярностях довільних поверхонь поділу – уступах, виділеннях, потрійних стиках [1, 50]. Ступінь проковзування залежить від структури сплавів.

Вплив структури на міжзеренне руйнування визначається не тільки нерегулярностями поверхонь поділу зерен, але і наявністю в структурі сплавів топологічних дефектів [249, 250]. Слід відмітити, що роль цих дефектів в процесах міжзеренного руйнування залишається невивченою. Присутність в структурі зерен, які різняться кількістю сторін і радіусом кривизни поверхонь поділу буде підвищувати концентрацію вакансій в

зернах з вігнутими границями і відповідно впливати на розподіл домішок в приграничних зонах [168].

Процеси пластичної деформації і руйнування з позиції енергетичного підходу аналогічні плавленню і описуються як порушення кристалічної ґратки матеріалів. Порушення міжатомних зв'язків при плавленні і руйнуванні ґратки під дією механічних напружень є подібні. Існує ряд математичних залежностей, отриманих різними авторами, що пов'язують енергію, необхідну для руйнування одиниці об'єму металу під дією прикладеного навантаження з питомою енергією, яка витрачається на плавлення [246, 248, 249].

Для локального руйнування металу необхідно довести його деякий об'єм до стану наближеного до плавлення. При цьому провідна роль в локальному руйнуванні належить вакансіям. Їх дифузія і коагуляція при дії температури і напружень призводить до утворення в зоні нестехіометричного складу границь зерен зародків плавлення, які є субмікроскопічними тріщинами.

Аналіз ролі домішок Sb, Sn, P та As в міжзеренному руйнуванні покращуваних сталей показав, що ступінь їх впливу на міцність поверхонь поділу зерен визначається здатністю до утворення зернограничних фаз з низькою температурою плавлення у відповідність із діаграмами стану залізо-домішка. Чим нижчою є температура плавлення хімічних сполук, які виділяються на поверхнях поділу зерен, тим сильніше проявляється міжзеренне руйнування. Поглинання ґраткових дислокацій поверхнями зерен при дії зовнішніх навантажень, утворення нерівноважного стану поверхонь зерен і підвищення в них концентрації вакансій, що утворюються при пластичній деформації, викликає перетворення ізольованих пор, які розміщені біля фаз з низькою температурою плавлення, в поровий простір. Таке перетворення обумовлене відповідністю енергії, яка витрачається на деформацію і руйнування локальних мікрооб'єктів, енергії їх плавлення. Керівним параметром

схильності полікристалічних систем до міжзеренного руйнування є здатність до утворення вакансій і пор на поверхнях поділу зерен при дії зовнішніх навантажень. З цим пов'язано існування двох структурних причин впливу сегрегацій на міжзеренну крихкість: сегрегації в межах твердого розчину і фазові виділення часточок [250].

Домішки, що утворюють тверді розчини проникнення (С, В, N) можуть заліковувати пори і не мають окрихчуючої дії, а міжзеренна крихкість проявляється, коли домішки проникнення входять в склад часточок зернограничних фаз. З цим пов'язана менша схильність до міжзеренного руйнування простих вуглецевих сталей і більша легованих.

Пошкодження, які утворюються в сталях на поверхнях поділу зерен при дії зовнішніх навантажень містять в собі елементи поверхневих перехідних шарів і в процесі дисипації енергії добудовують свою структуру до структури поверхневого шару. Завершення процесу формування перехідного шару проявляється як утворення нової поверхні (тріщини). Локальні напруження в зоні формування перехідного шару трансформуються в поверхневу енергію тріщини.

У вершині тріщини утворюється аморфна зона, яка відповідає зоні II поверхневого перехідного шару, і в ній відбувається локальне підвищення температури, що сприяє аморфізації матеріалу у вершині тріщини. В процесі росту тріщини формується зона передруйнування, яка визначає приріст тріщини на довжину $I_p = r_c^{max}$ при коефіцієнті напружень K_{Ic} . При однаковій концентрації домішок на границях зерен значення K_{Ic} при міжзеренному руйнуванні залежить від окрихчуючої дії і пов'язане із малою роботою утворення міжзерених фасеток γ^* . Це обумовлено структурними змінами, які прискорюють досягнення на поверхнях поділу зерен критичної пошкодженості порами.

Схильність сталей до міжзеренного руйнування залежить від утворення пор на границях зерен при дії зовнішніх навантажень, яка зростає при наявності зернограничних фаз з низькою температурною плавлення. В зв'язку з цим важливим завданням структурної інженерії

границь зерен є визначення на основі модельного опису межі зміни кількісних параметрів мікроструктури сплавів з метою підтримання таких корегуючи процесів під час виготовлення і роботи деталей, що здатні забезпечувати заданий рівень вакантних місць кристалічної ґратки на границях зерен в умовах експлуатації виробів.

Прогнозування опору інтеркристалітному руйнуванню сталей, вибір раціональних технологічних рішень по його усуненню вимагає моніторингу і системного аналізу кореляційних залежностей між структурно-фазовим складом внутрішніх поверхонь поділу та функціональними властивостями конструкційних сталей. Підвищення опору утворення міжзеренних пошкоджень можливе на основі використання комп'ютерного моделювання з метою визначення оптимальних параметрів структурно-енергетичного стану міжзеренних поверхонь.

2.6. Висновки по другому розділу.

1. Розроблена методологічна база досліджень, що основана на використанні нового коценптуального підходу – використання системних моделей для вибору оптимальних режимів технологічних обробок сплавів. Підвищення параметрів надійності виробів досягається за рахунок управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен.

2. Вивчали сплави, які широко використовуються для виготовлення деталей, що працюють при знакозмінних і динамічних навантаженнях, контактній взаємодії і терті. В умовах технологічної дії при отриманні виробів з цих матеріалів, а також під час експлуатації і відновлюючі ремонтах за рахунок перерозподілу легуючих і домішкових елементів між тілом і поверхнями поділу зерен відбувається зміна їх структурно-енергетичного стану, аналіз якого доцільно проводити запропонованим комплексом методів досліджень.

3. Показано, що поверхні поділу зерен доцільно виявляти методом іонно-плазмового травлення в установці ВУП-4. Використання локалізуючих кварцевих трубок і розробленої магнітної системи дозволяє проводити травлення внутрішніх поверхонь поділу з високою роздільною здатністю, яка необхідна для дослідження їх структурно-енергетичного стану.

4. Розроблена методика побудови інваріантних моделей структури полікристалічних систем, яка дозволяє проводити кількісну оцінку впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу на параметри надійності виробів після різних технологічних обробок.

5. Запропоновані фізичні модельні наближення великокутових поверхонь поділу зерен сплавів, які дозволяють на основі матричного представлення системної моделі з її наповненням кількісними характеристиками структури визначати оптимальні технологічні режими обробок заготовок.

6. Розроблена загальна методологічна база і представлений сучасний інструментарій дозволяє проводити реалізацію основних етапів розробленої концепції управління структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен при технологічних обробках для підвищення життєвого циклу виробів.

Розділ написаний за результатами робіт [178, 187, 196, 237, 238, 251, 252, 256, 257, 288, 316, 380].

РОЗДІЛ 3

МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ ПРИ ВИБОРІ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ПОКРАЩУВАЛЬНИХ СТАЛЕЙ З ПІДВИЩЕНОЮ ДОВГОВІЧНІСТЮ

3.1. Особливості моделювання полікристалічних систем в умовах дії зовнішніх навантажень.

3.1.1. Континуальний опис полікристалічних систем з врахуванням їх будови.

Раціональне конструювання металічних матеріалів тісно пов'язане із фундаментальною науковою проблемою вибору адекватного математичного опису полікристалічних систем, що дозволяє проводити їх розрахунок і оптимізацію відносно режимів експлуатації.

При цьому моделювання і оцінка поведінки таких систем має обов'язково проводитись із врахуванням фізичних ефектів, що відбуваються у масштабах, які співрозмірні із структурними складовими та їх поверхням поділу. Оскільки саме на рівні структурних складових формуються основні властивості матеріалів.

Відмітимо, що можливість керованої зміни геометричних та фізичних параметрів поверхонь поділу структурних складових є важливим резервом підвищення робочих властивостей металовиробів. В зв'язку із чим дані питання трансформувались в окремий науковий напрямок у матеріалознавстві – «інженерія границь зерен і зернограничне конструювання матеріалів» [261, 262].

Цей науковий напрямок є затребуваним при розробці інноваційних технологій отримання металопродукції з наперед визначеними властивостями, із оцінки залишкового ресурсу конструкцій та визначенні механізмів і причин виходу з ладу деталей та обладнання.

В умовах дії зовнішнього навантаження в деталях від поверхонь поділу зерен утворюються дислокації, а в наслідок різниці пружних характеристик між зернами полікристалів виникають концентрації напружень. Прогнозування поведінки полікристалів робить необхідним встановлення взаємозв'язку між структурою, енергетичними параметрами поверхонь поділу зерен, фізичними властивостями і факторами, що визначають опір утворенню міжзеренних пошкоджень. Тому є актуальною розробка і застосування математичних моделей, придатних для таких складних завдань міждисциплінарного характеру, як керування структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь поділу.

З метою більш повного врахування всіх особливостей поведінки полікристалічних матеріалів в умовах експлуатації в науковій літературі прийняті наступні ієрархічні рівні розгляду матеріалів [263]:

1. *Макрорівень*. На цьому рівні матеріал розглядається як неперервне (континуальне) середовище із властивостями, параметри яких слабо змінюються у просторі; типовий розмір фрагменту матеріалу є співрозмірний із усім виробом.

2. *Мезорівень*. Матеріал розглядається як дискретно-континуальне середовище (використовується дискретно-континуальний модельний опис із додатковими фізичними умовами в областях, які відповідають поверхням поділу структурних складових – приграничним зонам). Рівень розгляду даного масштабного рівня матеріалу відповідає структурним складовим та їх поверхням.

3. *Нанорівень*. Рівень розгляду матеріалу відповідає окремим атомам (або їх групам). На цьому рівні переважно використовується дискретний модельний опис.

Відмітимо, що одночасний модельний і розрахунковий розгляд усіх трьох рівнів матеріалу є складною науковою проблемою, і тому на даний момент використовується в основному в теоретичному спрямуванні [263].

В прикладних дослідженнях проводять розгляд лише одного із ієрархічних рівнів з використанням результатів, отриманих з аналізу поведінки матеріалу на інших масштабних рівнях.

В багатьох випадках руйнування деталей пов'язано із виникненням тріщин в місцях локальної зміни механічних властивостей виробів. Одними із найбільш проблемних місць можуть бути границі і стики зерен, в яких накопичення і перебудова дефектів при дії технологічних і експлуатаційних навантажень призводить до появи пошкоджень та розвитку інтеркристалітних тріщин.

Розробка підходів континуальної механіки локально-неоднорідних середовищ для дослідження міцнісних параметрів полікристалічних матеріалів з врахуванням енергії границь зерен вимагає вирішення наступних завдань:

1. Побудувати математичну модель механіки, що описує полікристалічні системи із врахуванням їх будови.
2. На основі побудованої моделі розробити підхід до розв'язання задачі утворення зернограничних пошкоджень в полікристалічних сплавах при наявності градієнта властивостей в окремих мікрооб'ємах.
3. Дослідити основні тенденції і відповідні їм закономірності впливу відносного градієнту властивостей зони «зерно – границя зерна» на опір до утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування промислових сплавів.

Особливості будови металічних полікристалічних систем на масштабному рівні зерна – поверхні поділу зерен мають надзвичайно важливе (а в деяких випадках і визначальне) значення для поведінки всього матеріалу [262, 263]. У зв'язку із цим в роботі проводили побудову модельних наближень, що дозволяють описувати поведінку полікристалічних матеріалів на мезорівні.

Точні розрахункові математичні модельні наближення при дослідженні поведінки полікристалів на цьому рівні є на даний момент відкритою науковою проблемою. В залежності від мети опису структури матеріалу і застосовуваних підходів такі характеристики структури, як зерна, поверхні поділу зерен трактують по-різному, що призводить до суттєвого неузгодження при порівнянні модельних уявлень, поданих в різних наукових публікаціях.

Зупинимось детально на таких базових означеннях для полікристалічних систем, як зерна і їх поверхні поділу.

Під терміном «зерно», згідно [264, 265], будемо розуміти окремий кристаліт полікристалічного конгломерату, що має одне кристалографічне орієнтування і розділений від інших кристалів поверхнями поділу. Розмір зерна може коливатись від декількох мікрометрів до сантиметрів.

Під терміном «поверхня поділу зерен» будемо розуміти приповерхневу область, по обидві сторони якої кристалічні решітки різняться просторовою орієнтацією [265].

Величина даної приповерхневої області, згідно фізичних уявлень різних літературних джерел [266, 267], може суттєво змінюватись. Так, на даний момент прийнято розділяти «статичну товщину» границі, яка має товщину декілька атомних параметрів, і «динамічну товщину». Вона більше «статичної» і характеризується спектром коливань атомів в цьому шарі, що відрізняється від спектру коливань атомів центральної частини зерна [268].

Відмітимо, що особливо яскраво «динамічна товщина» проявляється для великокутових поверхонь поділу зерен, які мають більші відмінності будови, ніж інші поверхні поділу [269].

В цьому зв'язку варто розширити поняття «поверхня зерна» і перейти до терміну «поверхня поділу зерен – пригранична область», яка в багатьох випадках досягає значень декількох мікрометрів [270].

Після встановлення розмірних характеристик приграничної зони важливе значення має задання моделі будови даної зони.

В роботі використаємо модель Кокса-Хірта [271, 272], згідно якої зерно ділиться на дві підобласті: пригранична зона і внутрішня частина зерна. Більшість дислокацій зосереджені в приграничній зоні [273], яка в результаті отримує градієнтну зміну параметрів по глибині і концентрує безпосередньо на поверхні поділу дефектні структури.

В даний час накопичено значну кількість експериментальних даних про вплив поверхонь поділу зерен з різною енергією на поведінку полікристалічних матеріалів у процесі пластичної деформації [264, 266]. Показано, що міцність і пластичність полікристалічних сплавів залежить від частки низькоенергетичних поверхонь поділу, які характеризуються високим опором руйнуванню [268].

Створення низькоенергетичних поверхонь поділу зерен при технологічних обробках закладено в принципи зернограничного конструювання структури металовиробів. Слід відмітити, що залишається відкритим питання про роль структури поверхонь поділу зерен з високим рівнем енергії та їх приграничних зон в процесах міжзеренного руйнування. Хоча перехід до руйнування по поверхням поділу зерен супроводжується різким погіршенням механічних властивостей і надійності виробів [270].

З позицій фізичного матеріалознавства на енергетичному рівні будова даної зони визначає значення вільної енергії поверхні зерна. Причому чим вище її рівень, тим вважається, що поверхня поділу містить більше дефектів [274].

Умова (критерій) локального руйнування записується у вигляді [274]:

$$A_H \geq 2\lambda_L - \lambda_B, \quad (3.1)$$

де A_H - робота навантаження, λ_L - вільна енергія (поверхнева енергія) матеріалу, λ_B - вільна енергія поверхні поділу зерна.

Як видно із співвідношення (3.1), при досягненні дефектності структури в приграничній області критичного значення, що відповідає на енергетичному рівні поверхневій енергії, в тілі розпочинається процес руйнування.

З врахуванням співвідношення (3.1) можна записати також і силові критерії руйнування.

Деградацію металічних матеріалів на рівні структури будемо враховувати за допомогою змінної скалярної природи – пошкоджуваності.

Введення скалярної змінної для оцінки змін в структурі матеріалу під час навантажень було запропоновано в роботах [275, 276], які на даний момент не втратили важливості, враховуючи їх експериментально-прикладне значення.

При побудові математичних співвідношень моделі полікристалічних матеріалів використаємо енергетичний підхід, який показав свою ефективність в математичних моделях континуальних середовищ із врахуванням взаємопов'язаних полів різної природи, дефектності будови твердих тіл [277, 278].

Будувати модель будемо, розглядаючи тільки силові навантаження.

Введемо функцію вільної енергії системи, яка залежить як від історії деформації, так і поточного її значення:

$$f(t) = \int_0^t K(t, \tau) g(\hat{e}) d\tau, \quad (3.2)$$

де $K(t, \tau)$ - ядро спадковості, $g(\hat{e})$ - функція, що енергетично враховує зміну внутрішніх параметрів, \hat{e} - тензор деформацій.

Для розглядуваної моделі приймемо гіпотезу затухаючої пам'яті, згідно якої більш віддалені в часі стани системи мають менший вплив на поточне значення змінних в даний момент часу.

Приймемо апіорно властивість адитивності вільної енергії і тому представимо вільну енергію в довільний момент часу $t = t_*$ у виді [279]:

$$f(t=t_*) = f^I + f^H, \quad (3.3)$$

де f^I - вільна енергія, що задається поточними значеннями тензора деформацій, f^H - вільна енергія, що задається історією зміни навантажень на тіло.

Розглянуте модельне представлення відповідає наступним положенням:

1. Новий модельний опис враховує як частинний випадок більш прості моделі, зокрема, пружних систем (при $f^H = 0$).
2. Якщо об'єкт не знаходиться під навантаженням ($f^I = 0$), то це не означає, що він перебуває в стані термодинамічної рівноваги, що враховується доданком f^H .

Відмітимо, що f^H можна на модельному рівні трактувати також і як величину λ_B у виразі (3.1).

Прийmemo, що f^H залежить від внутрішньої будови - структури матеріалу і зв'яжемо f^H зі скалярною змінною пошкодженості ω за допомогою наступного виразу:

$$f^H = f^H \left(\omega, |\vec{\nabla} \omega|, \frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right), \quad (3.4)$$

де ω - рівень пошкодженості, $\vec{\nabla}$ - оператор Гамільтона, V_0 - характерний розмір досліджуваної області, $|\dots|$ - символ модуля вектора.

Вираз (3.4) враховує той факт, що вільна енергія тіла в точці залежить від локальних структурних змін, так і змін в деякій області.

Даний вираз знаходиться у відповідності із сучасними тенденціями розвитку матеріалознавства, фізики твердого тіла та механіки [280, 281]. У відповідності з ними на механічну поведінку тіла має вплив не тільки абсолютне значення величин, але і їх градієнт, а також середній розподіл величини в деякому околі [282, 283].

Особливо яскраво це проявляється в областях, які характеризуються високим рівнем енергії, а також розподілом деградаційних структурних характеристик в локальних об'ємах [284].

Відмітимо, що розподіл нелокальних характеристик деградації структури в заданому околі можна також отримати і за допомогою фізичних методів дослідження, зокрема, методу LM-твердості [285].

Запишемо співвідношення (3.2) із врахуванням представлення (3.3):

$$\sigma = \frac{\partial f}{\partial \hat{e}} = \frac{\partial f^H}{\partial \hat{e}} + \frac{\partial f^H}{\partial \hat{e}}. \quad (3.5)$$

Для ізотропного пружного тіла отримаємо:

$$\frac{\partial f^0}{\partial \hat{e}} = Ke\hat{I} + 2G(\hat{e} - \frac{1}{3}e\hat{I}), \quad (3.6)$$

де K – модуль об'ємного стиску, G – модуль зсуву, $e = \hat{e} \cdot \hat{I} = \vec{\nabla} \cdot \vec{u}$ – перший інваріант тензора напружень, \hat{I} – одиничний тензор.

Для перетворення другого виразу (3.5) набір змінних, що описують нелокальну пошкодженість матеріалу подамо у вигляді:

$$\vec{\omega}^* = \left(\omega, |\vec{\nabla} \omega|, \frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right), \quad (3.7)$$

де $\vec{\omega}^*$ - вектор узагальненої пошкодженості.

Для спрощення запису зробимо наступне позначення:

$$a_1 = \omega, \quad a_2 = |\vec{\nabla} \omega|, \quad a_3 = \frac{1}{V_0} \int_V \omega dV. \quad (3.8)$$

В результаті вираз (3.7) матиме наступний вигляд:

$$\vec{\omega}^* = (a_1, a_2, a_3). \quad (3.9)$$

Слідуючи підходам, які подані в роботі [279], другий доданок співвідношення (3.5) подано у вигляді:

$$\frac{\partial f^H}{\partial |\vec{\omega}^*|} \cdot \frac{\partial |\vec{\omega}^*|}{\partial \hat{e}} = \frac{|\vec{\omega}^*|}{1 - |\vec{\omega}^*|} Ke\hat{I} + \frac{|\vec{\omega}^*|}{1 - |\vec{\omega}^*|} 2G(\hat{e} - \frac{1}{3}e\hat{I}). \quad (3.10)$$

У виразі (3.10), з метою збереження інваріантності математичних перетворень, був зроблений перехід від вектора «узагальненої» пошкодженості до його модуля.

Вибір множника $\frac{|\vec{\omega}^*|}{1-|\vec{\omega}^*|}$ пов'язаний із необхідністю на функціональному рівні враховувати нелінійність динаміки пошкодженості конструкцій, яка показана, зокрема, в роботах [285, 286].

З врахуванням виразу (3.9) співвідношення (3.5) буде мати вигляд:

$$\hat{\sigma} = \frac{K}{1-|\vec{\omega}^*|} e\hat{I} + \frac{2G}{1-|\vec{\omega}^*|} (\hat{e} - \frac{1}{3} e\hat{I}). \quad (3.11)$$

У поданому формулюванні пошкодженість $|\vec{\omega}^*|$ відповідає своєму класичному поданню як зменшення «відклику» матеріалу конструкції на дію навантаження.

Проведемо аналіз отриманих модельних співвідношень. З врахуванням результатів (3.7), (3.8), вираз (3.11) матиме вигляд:

$$\hat{\sigma} = \left(\frac{1}{1 - \left(\sum_{i=1}^3 \alpha_i a_i \right)^{1/2}} \right) \left(Ke\hat{I} + 2G(\hat{e} - \frac{1}{3} e\hat{I}) \right). \quad (3.12)$$

У виразі (3.12) в математичному поданні $\left(\sum_{i=1}^3 \alpha_i a_i \right)^{1/2}$ показане узагальнене трактування модуля вектора у функціональному просторі за рахунок введення додаткових числових констант α_i , $i=1,2,3$.

Відмітимо, що дане подання можна трактувати як зважену за допомогою відповідних коефіцієнтів апроксимацію [287], яка дозволяє більш широко, ніж інші існуючі модельні уявлення враховувати структуру приграничної області полікристалічних систем.

Для отримання розрахункових залежностей згідно співвідношень (3.5) - (3.12) використаємо рівняння рівноваги:

$$\vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma} = 0, \quad (3.13)$$

і отримаємо

$$\vec{\nabla} \cdot \left(\frac{K(x)}{1 - \sqrt{\alpha_1 (\omega(x))^2 + \alpha_2 \left(\left| \vec{\nabla} \omega(x) \right| \right)^2 + \alpha_3 \left(\frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right)^2}} (\vec{\nabla} \cdot \vec{u}) \hat{I} + \right. \\ \left. + \frac{2G(x)}{1 - \sqrt{\alpha_1 (\omega(x))^2 + \alpha_2 \left(\left| \vec{\nabla} \omega(x) \right| \right)^2 + \alpha_3 \left(\frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right)^2}} \left(\vec{\nabla} \otimes \vec{u} - \frac{1}{3} (\vec{\nabla} \cdot \vec{u}) \hat{I} \right) \right) = 0, \quad (3.14)$$

де \vec{u} - вектор переміщень, \otimes - символ тензорного добутку.

Вищенаведене рівняння є основою для розрахунків і встановлення напружено-деформованого стану матеріалу на мезорівні з врахуванням нелокальності пошкоджень в зернограничних областях [323].

3.1.2. Роль структурно-енергетичного стану потрійних зеренних стиків у формуванні властивостей полікристалів.

Експлуатаційні властивості та параметри надійності металічних матеріалів в значній ступені визначаються їх будовою на різних ієрархічних рівнях, зокрема, наявністю та просторово-фізичними характеристиками потрійних зеренних стиків.

Границі і, особливо, потрійні зеренні стики, які виходять на поверхню деталей, є структурними концентраторами напружень, місцями накопичення дефектів і пошкоджень, що прискорюють деградацію матеріалів при експлуатації.

Згідно сучасних уявлень, потрійні зеренні стики є одним із видів лінійних дефектів, вздовж якого мають контакт три зернограничні поверхні. У цьому зв'язку даний тип стиків характеризується більш «розрихленою» структурою і підвищеними питомими енергетичними

параметрами. Причому внесок таких структурних одиниць в процеси знеміцнення і руйнування деталей елементів конструкцій є більшим, ніж звичайних границь зерен полікристалів.

Відмітимо, що на даний момент питання будови на нанорівні області потрійного стику залишається відкритим.

Як видно зі співвідношення Херінга-Янга ($\frac{\sigma_1}{\sin \lambda_1} = \frac{\sigma_2}{\sin \lambda_2} = \frac{\sigma_3}{\sin \lambda_3}$) [219], енергетично рівноважним та найбільш міцним є стик, в якому $\lambda_1 = \lambda_2 = \lambda_3 = 120^\circ$. У випадку відмінності кутів λ_i від 120° , можлива енергетична нерівність границь σ_i , що призводить до появи градієнту властивостей в зоні «безпосереднього» потрійного стику, який часто і є джерелом появи руйнування.

Його оцінку будемо проводити на основі співвідношення:

$$\Delta = |\sigma_1 - \sigma_2| = \left| \sigma_1 - \sigma_1 \cdot \frac{\sin \lambda_2}{\sin \lambda_1} \right|, \quad (3.15)$$

де $|\dots|$ - модуль числа, Δ - приріст енергії границь зерен в області потрійного стику.

Для спрощення розрахунків приймемо, що керівним кутом є λ_1 , а на λ_2 і λ_3 накладемо умову:

$$\lambda_2 = \lambda_3 = \frac{1}{2}(360 - \lambda_1). \quad (3.16)$$

В цьому випадку вираз (3.16) матиме вигляд:

$$\Delta = |\sigma_1 - \sigma_2| = \sigma_1 \left| 1 - \frac{\sin\left(\frac{1}{2}(360 - \lambda_1)\right)}{\sin \lambda_1} \right| = \sigma_1 \left| 1 - \frac{\sin\left(\frac{\lambda_1}{2}\right)}{\sin \lambda_1} \right|. \quad (3.17)$$

В безрозмірній формі (3.17) перетворюється у наступне рівняння:

$$\Delta = \left| 1 - \frac{\sin\left(\frac{\lambda_1}{2}\right)}{\sin \lambda_1} \right|. \quad (3.18)$$

Якісний аналіз рівняння (3.18) показує, що при зміні кута λ_1 на інтервалі $(0;180^\circ)$ змінюється величина Δ . При цьому можна виділити характерні три зони для параметру Δ від кута λ_1 : зона незначної зміни параметру Δ при $\lambda_1 \in (0;80^\circ) \cup (130^\circ;140^\circ)$, зона малого Δ - $\lambda_1 \in (110^\circ;130^\circ)$, та зона різкого («катастрофічного») зростання Δ - при $\lambda_1 \in (140^\circ;180^\circ)$ (рис. 3.1). Знаходження λ_1 в межах $(140^\circ;180^\circ)$ вказує на відсутність термодинамічної рівноваги в стику, що дозволяє стверджувати про суттєву різницю енергії границь, що формують даний стик, і його здатність до утворення мікрodefектів в умовах навантажень.

Отримані в роботі результати вказують на необхідність управління структурно-енергетичними характеристиками потрійних стиків для підвищення параметрів надійності елементів конструкцій [288].

Графічне представлення отриманої залежності (3.18) показано на рис. 3.1.

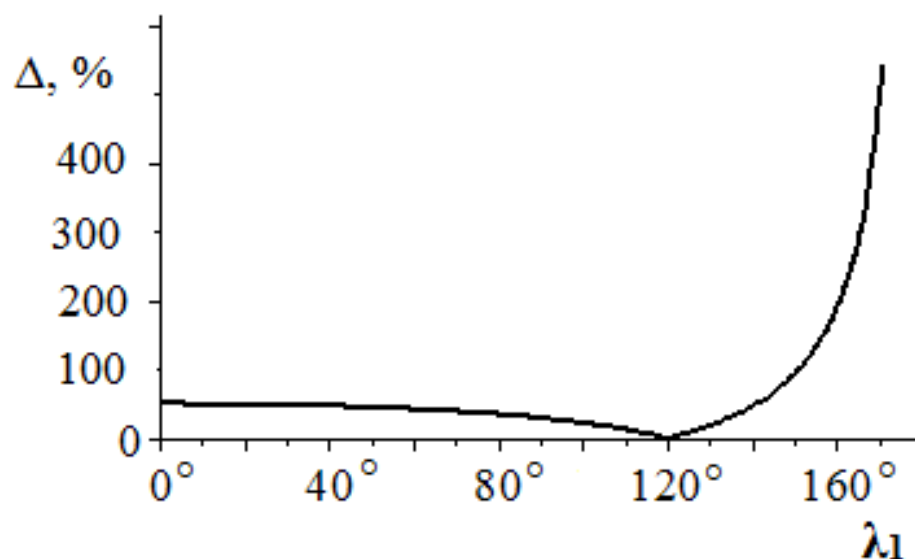


Рис. 3.1. Залежність приросту енергії границь зерен в області потрійного стику в безрозмірній формі від кута λ_1 .

3.1.3. Управління параметрами великокутових поверхонь поділу зерен для підвищення опору інтеркристалітному руйнуванню полікристалічних систем.

Важливою проблемою сучасного машинобудування є створення виробів із заданим життєвим циклом. Вирішення цієї проблеми вимагає підвищення властивостей традиційних, а також використання нових матеріалів з високим комплексом фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, комп'ютерних методів їх конструювання.

Підготовка технологічних процесів отримання виробів повинна включати в себе інформацію про параметри властивостей і поведінку матеріалів при обробках і експлуатаційних навантаженнях, що робить актуальним створення баз даних комп'ютерного моделювання структури і властивостей матеріалів. Вирішення цих питань дозволяє використовувати методи обчислювального матеріалознавства в цифровому машинобудуванні для одночасного конструювання матеріалів і виробів із високими параметрами надійності. Слід відмітити, що розробка і використання таких програм обмежується відсутністю одночасно встановлених взаємозв'язків між пошкодженістю, що утворюється при технологічних обробках, її розвитком при експлуатації виробів та етапами життєвого циклу деталей і машин. Тому дослідження в цьому напрямку є актуальними.

Джерелами дефектів є границі і потрійні стики зерен, що виходять на поверхню деталей [289, 290, 291, 292]. При подальшому підвищенні напружень активуються джерела віддалені від поверхні. Поверхневі пластично деформовані зерна є концентраторами напружень, які сприяють деформації зерен сусідів [293, 294]. Поблизу границь і стиків зерен виникає більш висока концентрація напружень, ніж біля дислокацій та їх скупчень [293].

Незначне підвищення локальних напружень в зонах біля границь зерен сприяє зародженню пластичних зсувів внаслідок різниці пружних модулів контактуючих зерен. Зсуви відбуваються на поверхнях розділу, де присутні обірвані міжатомні зв'язки, які можуть поширюватись вглиб матеріалу.

У зв'язку із цим використання нових підходів до моделювання і аналізу механічної поведінки внутрішніх граничних зон набуває важливого значення. Розробка таких підходів дозволяє проводити наукове обґрунтування технологічних рішень по підвищенню опору до утворення міжзеренних пошкоджень і тріщин в деталях машин.

При дії знакозмінних навантажень в деталях відбувається утворення розсіянних або нелокалізованих пошкоджень [295]. Внаслідок структурної неоднорідності матеріалів виникають випадково розподілені зони пластичного деформування, в яких зароджуються мікроскопічні тріщини. У випадку розвитку таких тріщин одна з них поширюється швидше, що призводить до руйнування. Утворення і ріст магістральної втомної тріщини називають стадією локалізованого втомного пошкодження.

Розсіянні пошкодження суттєво впливають на швидкість розвитку магістральної тріщини. В матеріалі з більшою кількістю мікроскопічних тріщин відповідного розміру швидше розвивається магістральна тріщина, поглинаючи при своєму поширенні дрібні тріщини.

Важливого значення набуває необхідність визначення відносного внеску окремих рівнів структурної ієрархії в моделях поведінки матеріалу в умовах зовнішнього навантаження [296..300]. Такий аналіз стає можливим на основі комп'ютерних модельних розрахунків, які для забезпечення їх достовірності доповнюються експериментальними даними [301].

Слід відмітити, що бази даних про властивості матеріалів, які визначають їх надійність з врахуванням технологічних процесів обробки,

на сьогоднішній день є відсутні, що є невирішеною проблемою комп'ютерного матеріалознавства.

Оптимізація структурно-енергетичного стану меж поділу зерен структурних складових вимагає вирішення наступних завдань:

1. Дослідити вплив структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен структурних складових на параметри надійності покращувальних сталей.

2. Побудувати багаторівневу модель полікристалічних систем зі змінними параметрами зеренної структури і структурно-енергетичного стану меж поділу зерен структурних складових і їх вплив на експлуатаційні властивості сплавів.

3. На основі отриманих експериментальних результатів провести числове наповнення побудованої моделі і виявити основні тенденції і відповідні їм закономірності впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу на властивості конструкційних сталей, науково обґрунтувати технологічні рішення по формуванню мікроструктури, що забезпечує виведення полікристалічних систем із області нестабільності експлуатаційних властивостей.

Сучасні дані про фізичні і механічні властивості матеріалів дозволяють забезпечити достатню міцність деталей машин з високим опором руйнуванню. Але найбільш поширеною причиною виходу з ладу деталей є зношування і пошкодження їх робочих поверхонь. Управління зношуванням відноситься до найбільш важливого підходу, що забезпечує надійність і безпеку машин.

Проблема встановлення причин руйнування поверхневих шарів контактуючих тіл в умовах фрикційної взаємодії має ряд особливостей. Однією з них є локальність і неоднорідність передачі силових, термічних та інших видів навантажень [303..305]. В процесі виготовлення та експлуатації деталей машин на їх поверхнях утворюються нерівності, які

формують топографію поверхонь – макровідхилення, хвилястість, шорсткість, субшорсткість і нанощорсткість. В результаті контактна взаємодія тіл відбувається не по всій поверхні, а тільки в локальних зонах (плямах контакту).

Середній діаметр одиничної плями контакту для сталей складає від 10 мкм до 20 мкм. Розмір плям контакту мало залежить від навантаження, фактична площа контакту змінюється за рахунок зміни кількості плям контакту, яка прямо пропорційна прикладеному навантаженню [304, 305].

Для полікристалічних сплавів з розміром зерен 10...50 мкм існує велика ймовірність попадання в пляму контакту зерен, поверхонь їх поділу і потрійних зеренних стиків. Тертя металевих матеріалів супроводжується процесами деформації, утворення і руйнування металевих зв'язків на окремих ділянках контактуючих поверхонь. В сплавах з великим зерном попадання цілого зерна в пляму контакту мало ймовірне, але завжди на фактичну площу контакту виходять поверхні поділу, а також стики зерен і субзерен. Вплив внутрішніх поверхонь на процеси деформації і руйнування пов'язані з їх структурно-енергетичним станом. Але технології обробки, які ґрунтуються на зміні стану атомів на поверхнях поділу зерен для підвищення контактної довговічності виробів, використовуються обмежено.

Для контактної взаємодії є характерною локальна природа утворення дефектів і тріщин. Багатостадійний процес руйнування сплавів включає в себе наступні етапи [306, 307]:

- 1) накопичення пошкоджень і порушення густини матеріалу в полі напружень і деформацій;
- 2) розвиток мікротріщин в середовищі з дефектами;
- 3) ріст тріщин і відокремлення матеріалу при заданих на границях заготовки навантаженнях і переміщеннях.

В результаті пластичної деформації розвиваються два види мікропошкоджень – по тілу і по поверхнях поділу зерен [308, 309, 310]. Оскільки механізми і швидкість накопичення мікропошкоджень в цих областях є різною, то вводяться дві внутрішні змінні скалярної природи, які визначають процеси накопичення пошкоджень, – це енергія пошкодженості по тілу зерна W_p і енергія пошкодженості по поверхнях поділу зерен W_n :

$$W = W_p + W_n. \quad (3.21)$$

Пошкодженість W залежить від історії в'язкопластичного деформування матеріалу. Пошкодженість по тілу і по поверхнях поділу зерен характеризується відносними параметрами пошкодженості W_p і W_n і їх значення відповідно рівні:

$$0 \leq W_p \leq 1, \quad (3.22)$$

$$0 \leq W_n \leq 1. \quad (3.23)$$

Загальна пошкодженість матеріалу W :

$$0 \leq W \leq 1. \quad (3.24)$$

Приріст пошкодженості:

$$\Delta W = dW_p + dW_n, \quad (3.25)$$

де

$$dW_n = dW_n(T, W_n, W_p), dW_p = dW_p(T, W_n, W_p). \quad (3.26)$$

Загальний приріст пошкодженості:

$$\Delta W = \Delta W_n + \Delta W_p, \quad (3.27)$$

$$\Delta W_n = \Delta W_{nR} + \Delta W_{n\delta}, \quad (3.28)$$

$$\Delta W_p = \Delta W_{pR} + \Delta W_{p\delta}. \quad (3.29)$$

де ΔW_{nR} , $\Delta W_{n\delta}$ – приріст зернограничної пошкодженості відповідно за рахунок в'язкопластичного деформування і в результаті зміни його умов. А ΔW_{pR} , $\Delta W_{p\delta}$ – приріст внутрішньозеренної пошкодженості відповідно за рахунок деформування і в результаті зміни виду напруженого стану і температури.

Вплив поверхонь поділу зерен різного типу на процеси деформації і руйнування полікристалів до кінця не вивчено [311]. В значній ступені це пов'язано з тим, що у відповідних моделях поверхонь поділу зерен будова, енергетичний і структурно-фазовий стан приграничних зон зерен не враховуються [254].

В дослідженнях [29, 44] показано, що значення енергії поверхонь поділу зерен аустеніту є $0,85 \text{ Дж/м}^2$, фериту $0,79 \text{ Дж/м}^2$, а на поверхнях поділу аустеніт-мартенсит $0,2 \text{ Дж/м}^2$. В зв'язку з тим, що вільна енергія поверхонь поділу і їх поверхневий натяг чисельно рівні, для оцінки відносної зміни енергії поверхонь поділу зерен доцільно використовувати властивість потрійних стиків, яка полягає в утворенні рівноважної конфігурації границь в місці їх зустрічі. Тобто співвідношення поверхневої енергії і величини протилежних їм кутів описуються аналітичною залежністю поданої в роботі [219] – співвідношення (1.7).

Теоретичні дослідження впливу кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен на величину відносної зернограничної енергії, які проведені з використанням аналітичної залежності Херінга-Янга представлені на рис. 3.2.

На кривій 1 за одиницю прийняли значення енергії на поверхнях поділу, розміщених напроти кутів 120° . Найбільше зростання відносної енергії буде на поверхнях потрійних стиків, які розташовані напроти кутів 90° . При інших кутах енергія на поверхнях поділу стає меншою.

Причому різке зменшення енергії поверхонь поділу спостерігається при тупих кутах. Аналогічні залежності отримані, коли за одиничне значення енергії прийняти енергію поверхонь поділу, які розташовані навпроти кутів 100° і 140° . Встановлено, що енергія поверхонь поділу зерен, розташованих навпроти гострих кутів є більшою ніж поверхонь поділу розташованих навпроти тупих. Мінімальне значення енергії характерне для поверхонь поділу розміщених навпроти кутів близьких до 180° , максимальну енергію мають поверхні поділу розташовані напроти кутів менше 90° .

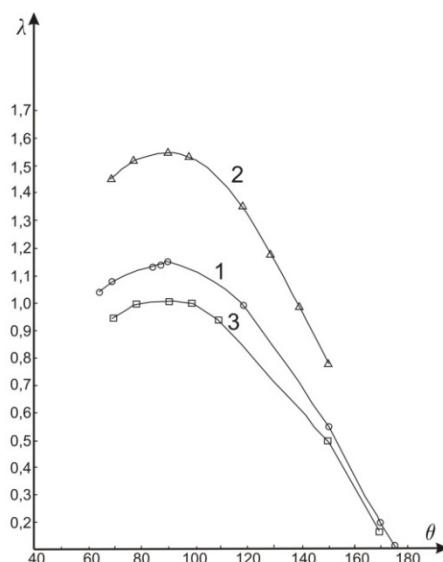


Рис. 3.2. Відносна зміна енергії поверхонь поділу зерен (λ) протилежних куту в потрійному стику (θ): 1 – одиничне значення енергії поверхні поділу напроти кута 120°; 2 – одиничне значення енергії поверхні поділу напроти кута 140°; 3 – одиничне значення енергії поверхні поділу напроти кута 100°.

Слід відмітити, що на кожному стику суттєво змінюється енергія на поверхнях поділу, які розташовані напроти різних кутів. Так, коли за одиничне значення прийнято енергію поверхонь поділу напроти кута 120°, то значення енергії поверхні поділу розташованих напроти кутів 150° і 90° змінюється у 2,01 рази. При одиночному значенні енергії поверхні поділу напроти кута 140° (крива 2) різниця між максимальною і мінімальною енергією поверхонь поділу зерен складає 2 рази, а при куті 100° – 5,9. Тобто залежно від кутів розорієнтування в кожному стику між поверхнями поділу співвідношення між енергією поверхонь поділу зерен змінюється, що буде впливати на їх поведінку при дії зовнішніх навантажень.

3.2. Підвищення контактної довговічності сталі 40Х після покращення вибором режимів термічної обробки.

Розроблені в роботі підходи до ієрархічного моделювання використані для передбачувальної діагностики поведінки сталі 40Х в умовах контактних навантажень.

З цією метою були поставлені і вирішені наступні завдання:

- розроблені і обґрунтовані принципи створення ієрархічних моделей, які описують вплив параметрів структури різного рівня ієрархії на контактну довговічність сплавів;
- побудована модель полікристалічних систем із змінними параметрами зеренної структури і структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу різного рівня ієрархії;
- оцінена роль кількісних характеристик зеренної структури в процесах зношування сталі 40Х для числового наповнення моделі;
- на основі побудованої моделі проведено дослідження основних тенденцій і відповідних їм закономірностей впливу структурно-енергетичного стану границь поділу зерен на властивості полікристалічних сплавів.

3.2.1. Використання системних підходів при розробці ієрархічних моделей структури сталі 40Х з врахуванням розмірних і енергетичних характеристик поверхонь поділу зерен.

Розвиток цифрового машинобудування, підвищення надійності виробів вимагають комп'ютерного моделювання структури і властивостей матеріалів. З цією метою використовують скінченно-елементне і квантово-хімічне моделювання [312, 313, 314]. Встановлення зв'язку між макроскопічною поведінкою матеріалу і змінами його внутрішньої структури проводили з використанням розроблених в роботі підходів ієрархічного моделювання.

Для кількісної оцінки впливу елементів структури різного рівня ієрархії на міжзеренне руйнування полікристалів в роботі використали інструментарій теорії гіперкомплексних динамічних систем (див. розділ 2).

Системні дослідження сплавів проводили в наступній послідовності:

- будували модель, яка адекватно відображала системні властивості структури сплаву;

- на основі аналізу загальних закономірностей системи встановлювали окремі властивості системної моделі;

- визначали емпіричні зв'язки між системними властивостями, які характеризуються визначником матриці, і фізико-механічними властивостями сплаву;

- розраховували значення матричного параметра, при якому досягаються оптимальні фізико-механічні властивості сплаву;

- визначали границі зміни системних властивостей сплаву, які забезпечують отримання оптимального матричного параметра.

В загальному вигляді операції, які проводяться, відповідають наступному алгоритмічному ланцюгу:

$$(VD)_o \rightarrow S_o \rightarrow S \rightarrow P(S) \rightarrow Res \rightarrow V(D)_R, \quad (3.32)$$

У виразі (3.32) вихідні дані аналізу мікроструктури сплавів визначені $(VD)_o$, а їх переведення в системоутворююче середовище S_o . Гіперкомплексна динамічна система S , яка оброблена методами $P(S)$, дає можливість отримати результат Res , який переводиться на предметну мову механіки і матеріалознавства $V(D)_R$.

Для побудови інваріантних моделей використані кількісні параметри зеренної структури [241]: гістограми розподілу зерен по розмірам, кути між границями зерен, які утворюють потрібні стики, площі навколо зерен певних розмірів.

Використовували наступний порядок побудови гіперкомплексної матриці:

1. З вихідних даних розподілу зерен по розмірам оцінювали різнозернистість сплавів і з них групували елементи системи.
2. Впорядковували і нумерували послідовність рівнів ієрархії у вихідній системі.

3. Будували квадратну матрицю у вигляді таблиці, розміри якої визначались числом груп зерен, які характеризують різнозернистість сталі.
4. Інформацію про систему розміщували у матрицю.

На головній діагоналі матриці ставили характеристику зерна в групі зерен певного розміру. Зліва і справа від головної діагоналі розміщали інформацію про взаємодію окремих груп зерен. Такою інформацією є площа поверхонь поділу між зернами різного розміру і віддаль між нерівноважними стиками, яка визначалась при дослідженні структур [241, 324]. В загальному випадку матрицю, яка описує стан системи, позначали через Y .

Представлення системної моделі структури полікристалу у вигляді матриці показано на рис. 3.3.

$$Y = \begin{array}{|c|c|} \hline A_1 & Y_{1.2} \\ \hline Y_{2.1} & A_2 \\ \hline \end{array}$$

Рис 3.3. Матричне представлення системної моделі структури матеріалу.

Буквами «А» із відповідними індексами позначені елементи: A_1 , A_2 – площі поверхонь поділу навколо зерен, які відповідають першій і другій розмірним групам. Взаємодія елементів включає в себе наступні характеристики: Y_{12} – площа поверхонь поділу між зернами першої і другої розмірних груп; Y_{21} – площа поверхонь поділу між нерівноважними потрійними стиками.

Для встановлення впливу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу в процесах руйнування при контактній взаємодії вивчали сталь 40Х після покращення.

Зміна стану поверхонь поділу зерен досягалась при термічній обробці – гартуванням від різних температур. Заготовки зразків виготовляли з прокату, після відпалу їх гартували від температур 860°C...1050°C і відпускали при температурі 600°C.

Дослідження поверхонь поділу зерен проводили після іонно-плазмового травлення [316]. Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу зерен оцінювали за методикою [323]. При визначенні відносної енергії границь в потрібних стиках зерен використали аналітичну залежність Херрінга-Янга (1.7) [324, 325].

Кількісну оцінку впливу різноякісних параметрів мікроструктури сталі 40Х на контактну довговічність проводили з використанням розробленої методології ієрархічного моделювання [241].

Вплив стану границь зерен на процеси накопичення пошкоджень при контактній взаємодії вивчали при випробуваннях на зношування за схемою «диск-колодка» в режимі сухого тертя ковзання. Швидкість ковзання зразків по контртілу $V = 0,5$ м/с, навантаження на зразки $P = 300$ Н, матеріал контртіла – сталь 45, твердість контртіла 42...44 HRC. Після напрацювання кожен зразок зношували 10 годин. Масову інтенсивність зношування I_m оцінювали за результатами досліджень шести зразків.

3.2.2. Вплив кількісних характеристик зерен і внутрішніх поверхонь поділу на контактну довговічність сталі 40Х.

Мікроструктура сталі 40Х показана на рис. 3.4, параметри розподілу по розмірам зерен на рис. 3.5.

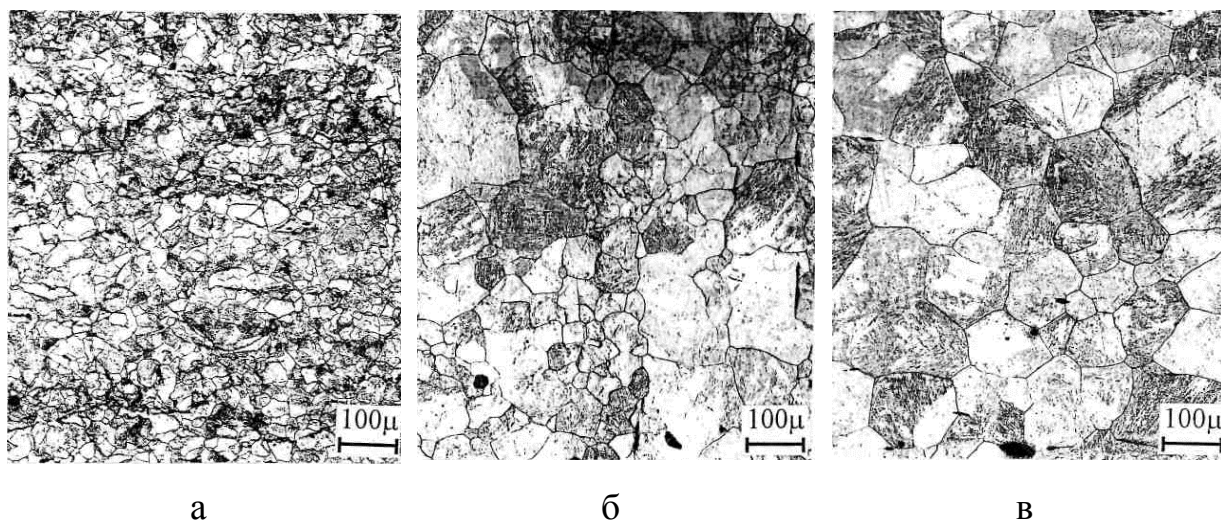


Рис. 3.4. Мікроструктура сталі 40Х після гартування від температур: а – 860°C, б – 950°C, в – 1050°C (витримка під гартування 30 хв.)

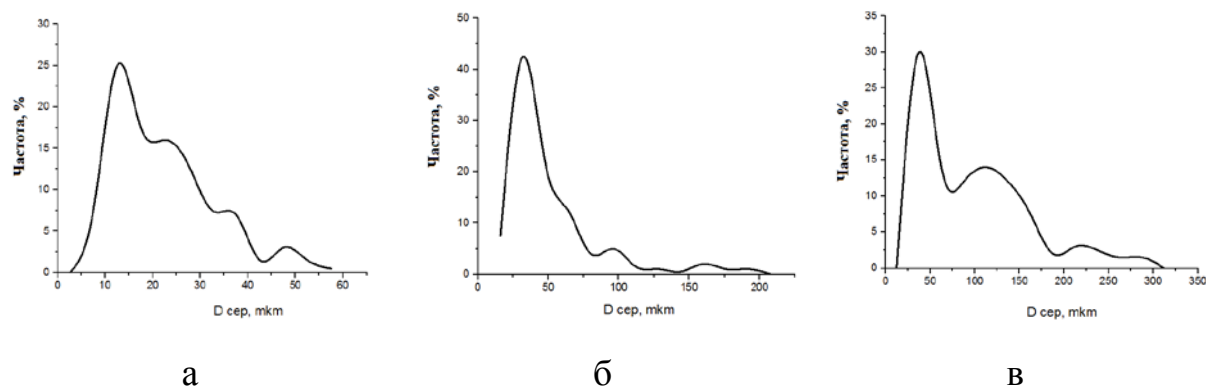


Рис. 3.5. Розподіл по розмірам середніх діаметрів ($D_{ср}$, мкм) зерен буйшого аустеніту в сталі 40X після гартування від температур: а – 860°C (а), б – 950°C, в – 1050°C (витримка під гартування 30 хв.)

Після нагріву до 860°C, витримки 30 хв. і швидкого охолодження сталі 40X виявляються зерна розміром 21,5 мкм (рис. 3.5). Нагрів до 950°C приводить до появи зерен величиною від 20 мкм до 210 мкм. Середній діаметр зерен складає 52,4 мкм, а середнє квадратичне відхилення 36,5 мкм. Після витримки при 1050°C в сталі формуються зерна розміром 35...270 мкм. Їх середній діаметр є рівний 102,0 мкм, а квадратичне відхилення – 50,5 мкм. Кількісна оцінка різнозернистості по показнику (D_{\max}/\bar{D}) виявила його значення після нагріву до 860°C – 2,79, 950°C – 3,81, 1050°C – 2,94 і вказує на різнозернистість структури після гартування від 950°C.

Результати визначення кутів в потрійних стиках зерен сталі 40X після гартування від температур 860°C, 950°C і 1050°C показані на рис. 3.6.

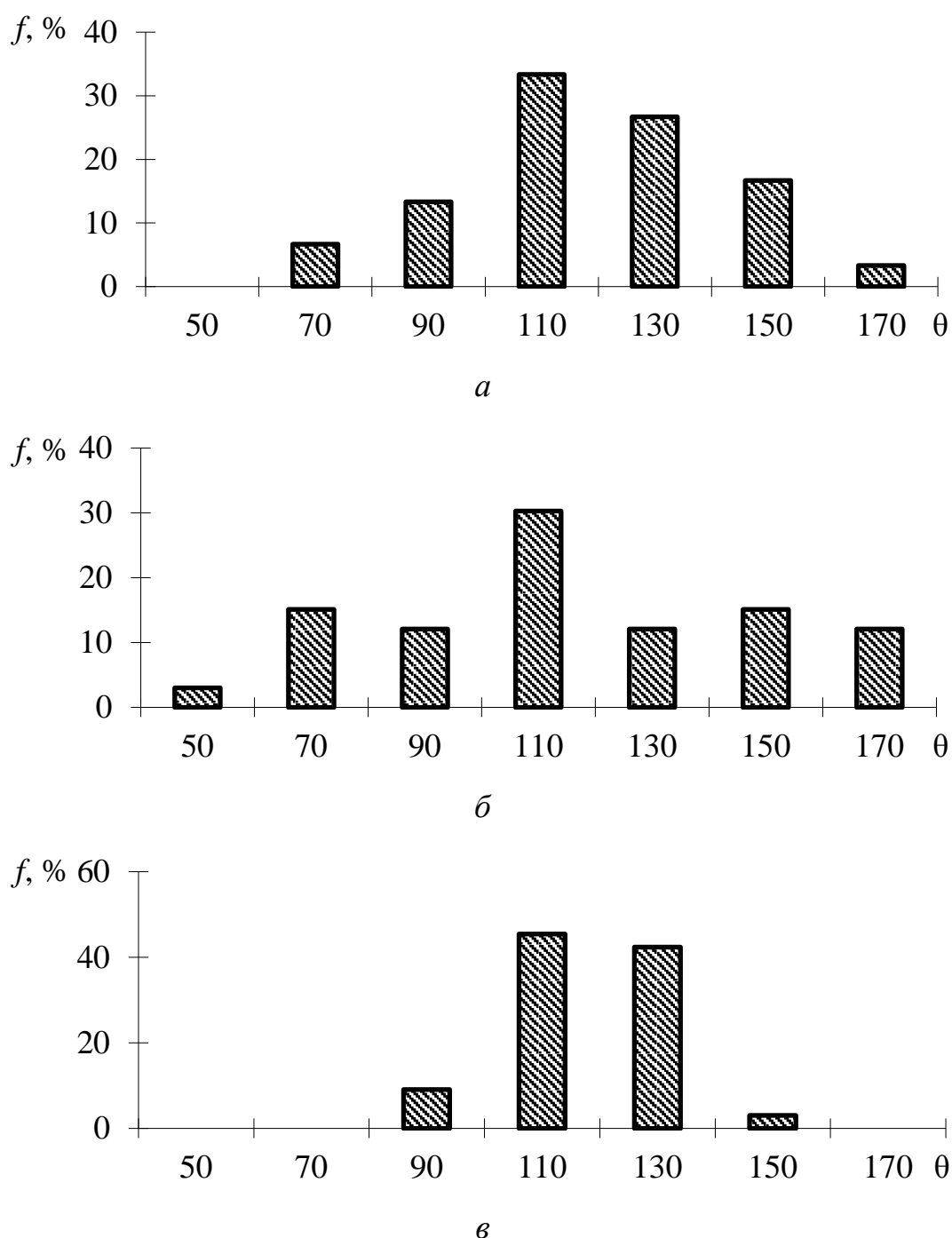
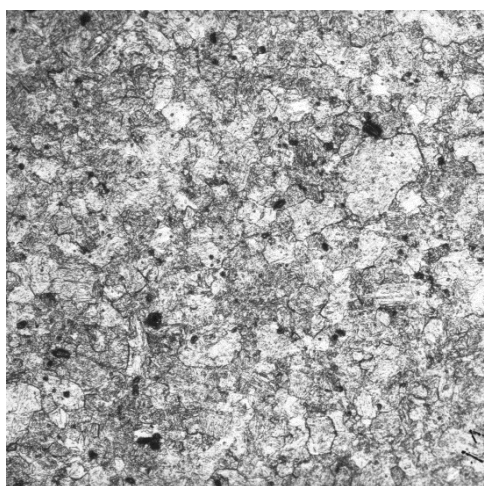
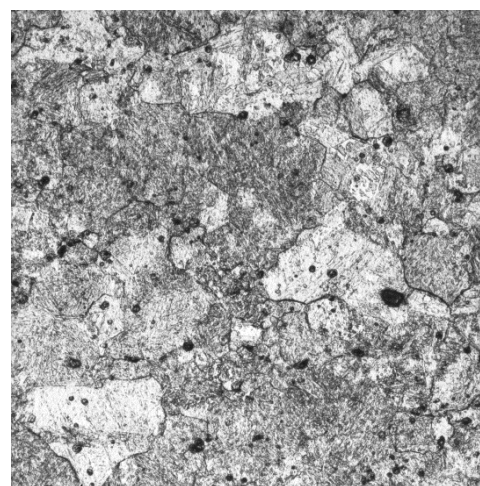


Рис. 3.6. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен в потрійних стиках сталі 40Х після гартування від температур: а – 860°C, б – 950°C, в – 1050°C (витримка під гартування 30 хв.)

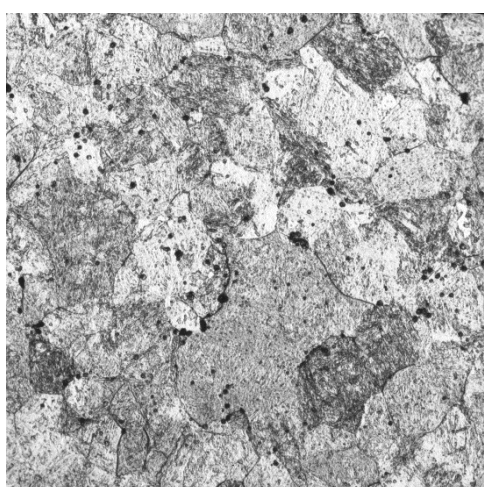
Оцінка енергії поверхонь поділу в потрійних стиках зерен показала її ріст на поверхнях поділу, розміщених напроти гострих кутів і зменшення на поверхнях поділу, які розміщені напроти тупих кутів (див. розділ 3.1.3). В кожному стику співвідношення між енергіями поверхонь поділу змінюється, що впливає на їх поведінку при дії зовнішніх навантажень.



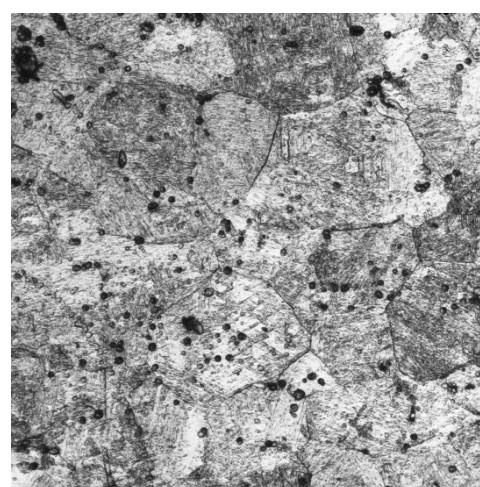
а



б



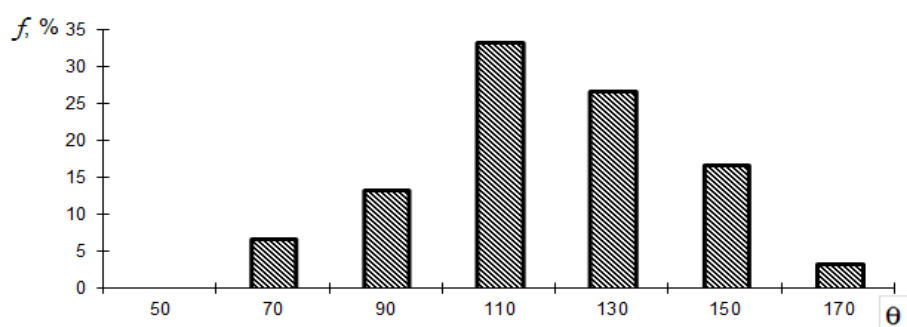
в



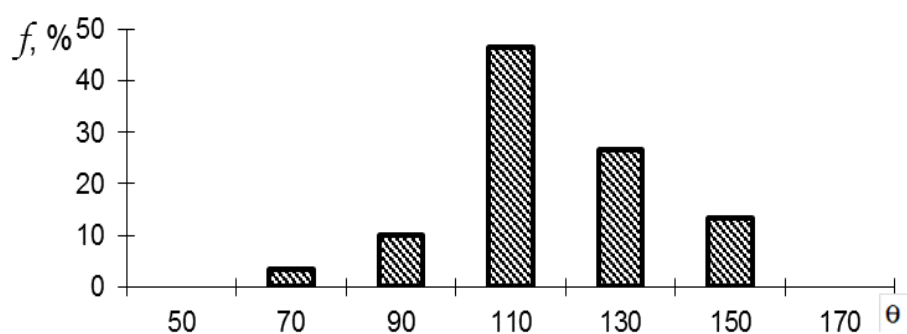
г

Рис. 3.7. Мікроструктура відпущеної при 600°C сталі 40Х, загартованої від температур: а – 860°C, б – 900°C, в – 950°C, г – 1050°C (витримка під гартування 30 хв.), х100

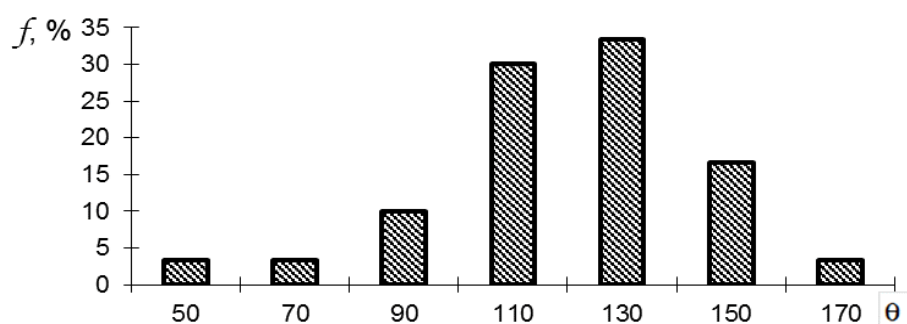
Найбільше відносне значення енергії спостерігається на поверхнях поділу, які розміщені в потрійних стиках напроти кутів 80°...100°. Встановлено, що після гартування від 860°C така кількість поверхонь поділу складає 10,0%, після 950°C – 12,12%, а після 1050°C – 9,09%. Різностерністість, яка формується при нагріві до 950°C, підвищує частку поверхонь поділу зерен з більшою величиною енергії (табл. 3.1).



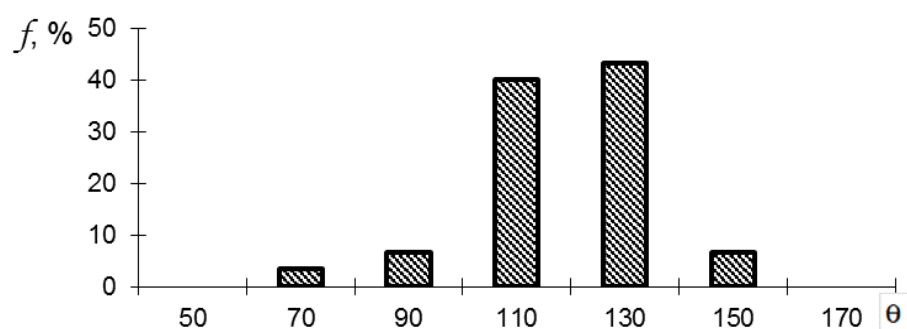
а



б



в



г

Рис. 3.8. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен в потрійних стиках покращеної сталі 40Х, загартованої від температур: а – 860°C, б – 900°C, в – 950°C, г – 1050°C (час витримки під гартування 30 хв.)

Дослідження мікроструктури після відпуску при 600°C показали, що розмір бувшого аустенітного зерна суттєво не змінюється, але поверхні поділу зерен після травлення виявляються гірше (рис. 3.7).

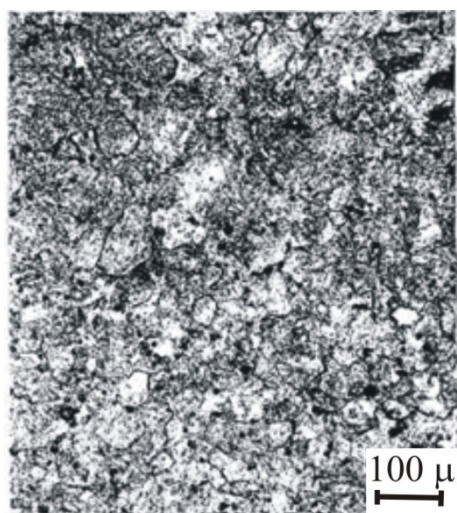
Результати дослідження кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі 40Х після гартування від температур 860°C, 900°C, 950°C, 1050°C і відпуску при 600°C показані на рис. 3.8.

Після нагріву під гартування до 860°C частка поверхонь поділу з найбільшою величиною енергії, які розміщені напроти кутів 80°...100° складає 16,67%; 900°C – 10,00%, 950°C – 10,00%, 1050°C – 6,67% (табл. 3.2). Частка поверхонь поділу, які розміщені напроти кутів 161°...180° і характеризуються мінімальним значенням енергії рівня після гартування від 860°C – 0%, 900°C – 0%, 950°C – 3,33%, 1050°C – 0%. Різномірність мікроструктури, яка виявляється при нагріві до 950°C, сприяє утворенню поверхонь поділу, що суттєво відрізняються за енергіями.

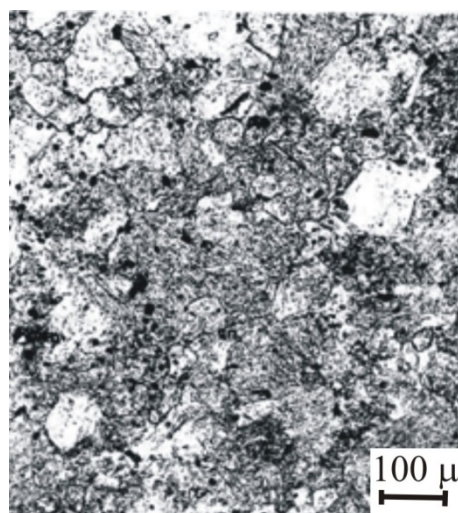
Дослідження мікроструктури сталі 40Х після покращення при витримці під гартування 80 хв. показані на рис. 3.9.

При нагріві під гартування до 860°C в сталі виявляються окремі групи бувших аустенітних зерен із середніми діаметрами 38...43 мкм і 79...81 мкм. Нагрів до 900°C приводить до утворення зерен розмірами 45...55 мкм і 100...110 мкм, а при гартуванні від 950°C формуються групи зерен розмірами 80...100 мкм і 130...150 мкм. Діаметр окремих зерен перевищує 180 мкм. Підвищення температури гартування до 1050°C приводить до появи груп зерен діаметром 85...90 мкм і 150...170 мкм.

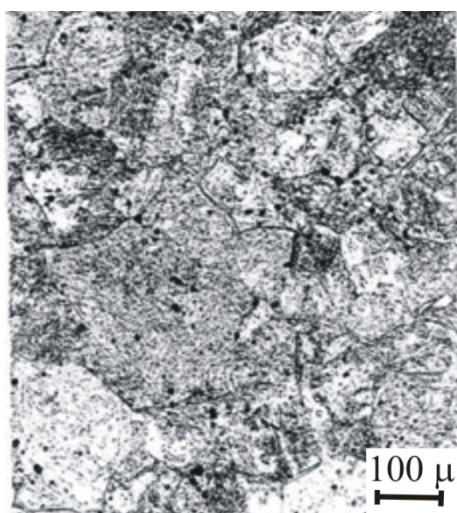
Результати досліджень розподілу кутів в потрійних стиках між поверхнями поділу зерен представлені на рис. 3.10.



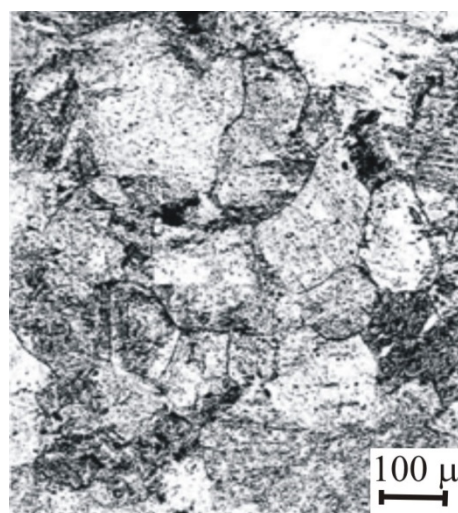
а



б

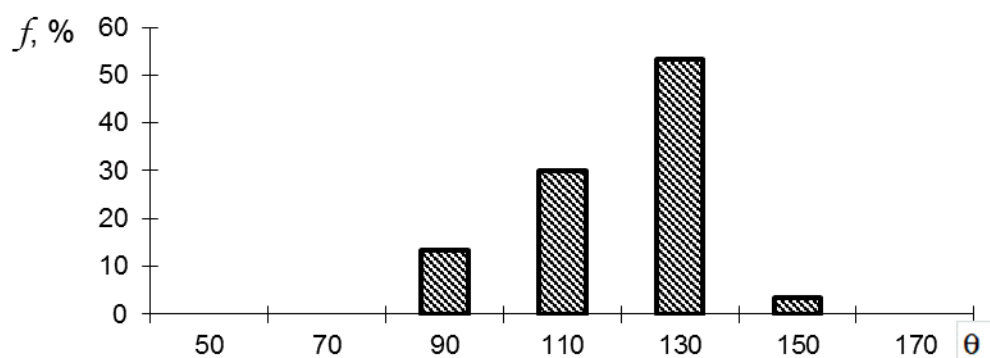


в

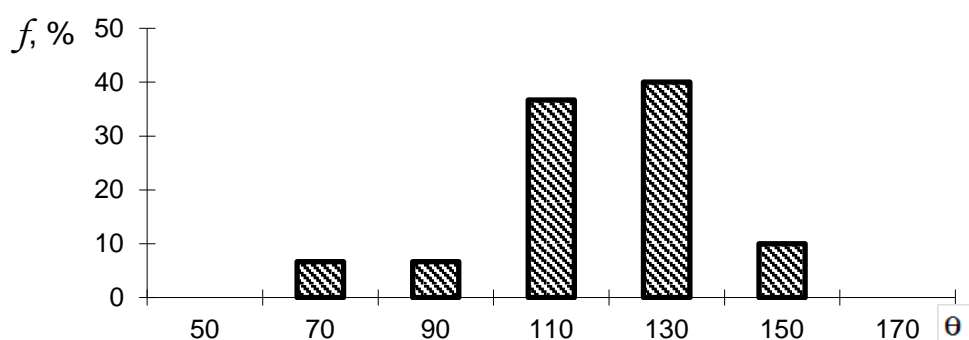


г

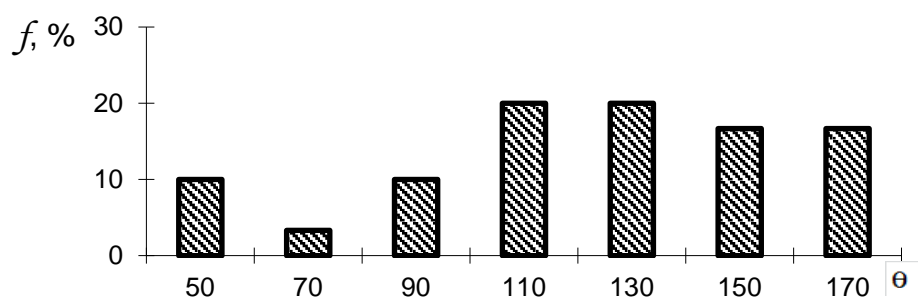
Рис. 3.9. Мікроструктури відпущеної при 600 °С сталі 40Х, загартованої від температур: а – 860°C, б – 900°C, в – 950°C, г – 1050°C (витримка під гартування 80 хв.)



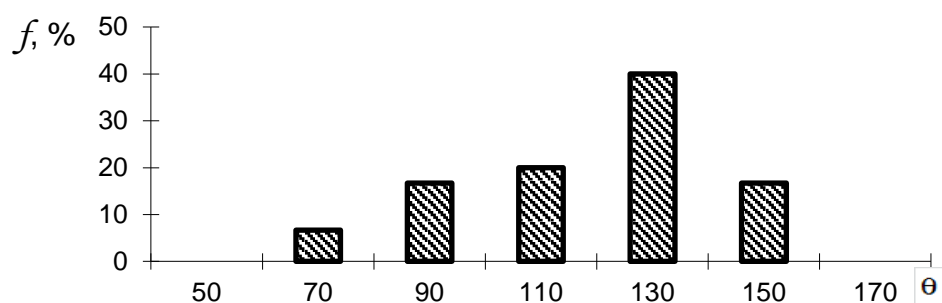
а



б



в



г

Рис. 3.10. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен в потрійних стиках відпущеної при 600°C сталі 40Х, загартованої від температур: а – 860°C, б – 900°C, в – 950°C, г – 1050°C (час витримки під гартування 80 хв.)

Підвищення часу витримки при гартуванні від 860°C до 80 хв приводить до появи поверхонь поділу зерен з більшою величиною енергії (до 13,33%). Після гартування від 900°C частка таких поверхонь поділу складає 6,67%, 950°C – 10,0%, 1050°C – 16,67% (табл. 3.3). При цьому суттєво змінюється частка поверхонь поділу зерен з мінімальною величиною енергії, які розміщені напроти кутів 161°...180°. Так, після гартування від 860°C вона рівна 0%, 900°C – 0%, 950°C – 16,67%, 1050°C – 0%. Збільшення часу витримки при температурі гартування до 80 хв. приводить до підвищення частки потрійних стиків, які утворені поверхнями поділу зерен із значною різницею в рівні зернограничної енергії.

Таблиця 3.1

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі
40Х після гартування**

| Витримка під гартування 30 хв. | | | | | | | |
|-------------------------------------|---|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Темпе- ратура гартуван- ня | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°C | 0,00 | 6,67 | 10,00 | 33,33 | 33,33 | 13,33 | 3,33 |
| 950°C | 3,03 | 15,15 | 12,12 | 30,30 | 12,12 | 15,15 | 12,12 |
| 1050°C | 0,00 | 0,00 | 9,09 | 45,45 | 42,42 | 3,03 | 0,00 |

Таблиця 3.2

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі
40X після гартування і відпуску 600°C**

| Витримка під гартування 30 хв. | | | | | | | |
|--------------------------------|---|------|-------|-------|-------|-------|------|
| Температура гартування | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°C | 0,00 | 3,33 | 16,67 | 30,00 | 36,67 | 13,33 | 0,00 |
| 900°C | 0,00 | 3,33 | 10,00 | 46,67 | 26,67 | 13,33 | 0,00 |
| 950°C | 3,33 | 3,33 | 10,00 | 30,00 | 33,33 | 16,67 | 3,33 |
| 1050°C | 0,00 | 3,33 | 6,67 | 40,00 | 43,33 | 6,67 | 0,00 |

Таблиця 3.3

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі
40X після гартування і відпуску 600°C**

| Витримка під гартування 80 хв. | | | | | | | |
|--------------------------------|---|------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Температура гартування | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°C | 0,00 | 0,00 | 13,33 | 30,00 | 53,33 | 3,33 | 0,00 |
| 900°C | 0,00 | 6,67 | 6,67 | 36,67 | 40,00 | 10,00 | 0,00 |
| 950°C | 10,00 | 3,33 | 10,00 | 20,00 | 20,00 | 16,67 | 16,67 |
| 1050°C | 0,00 | 6,67 | 16,67 | 20,00 | 40,00 | 16,67 | 0,00 |

Результати досліджень зношування показані на рис. 3.11.

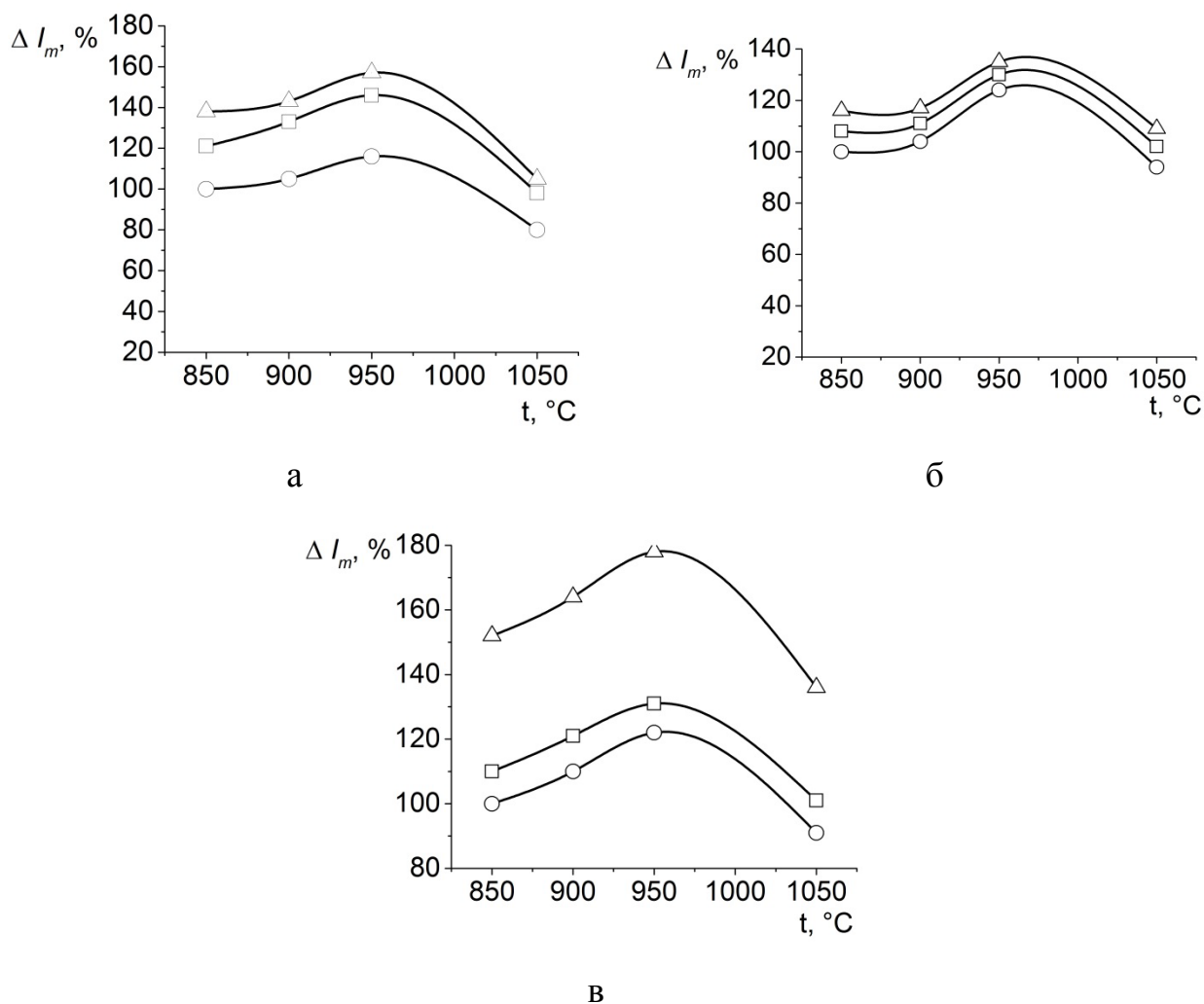


Рис. 3.11. Зміна інтенсивності зношування покращених сталей 40X(а), 40XНМ(б), 40XC (в) в залежності від температури і часу витримки під гартування: -о- — час витримки під гартування 30 хв; -□- — час витримки під гартування 80 хв; -Δ- — час витримки під гартування 80 хв, після покращення проведено повторний відпуск при 525° С та повільне охолодження (за 100 % прийнято масову інтенсивність зношування зразка після гартування від 860° С з часом витримки 30 хв і відпуску 600° С).

При витримці під гартування 30 хв. з підвищенням температури до 950 $^\circ\text{C}$ інтенсивність зношування зростає на 16%, а після гартування від 1050 $^\circ\text{C}$ знижується на 20%. Збільшення часу витримки під гартування до 80 хв. сприяє росту інтенсивності зношування сталі, причому в більшій ступені після гартування від 950 $^\circ\text{C}$. Слід відмітити, що в цьому випадку

зношування на 46% є більшим у порівнянні зі зразками, які загартовані від 860°C при витримці 30 хв.

Підвищення температури гартування до 950°C приводить до збільшення в сталі кількості потрійних стиків, які утворені поверхнями поділу із значною різницею по величині зернограничної енергії.

Так, після гартування від 950°C і витримки 30 хв. частка таких стиків складає 3,33%, а після нагріву під гартування 80 хв. – 16,67% (табл. 3.2, 3.3). Після гартування від 1050°C стики, що утворені поверхнями поділу із значними відмінностями в енергії, відсутні як після витримки при нагріві 30 хв. (табл. 3.2), так і 80 хв. (табл. 3.3). Підвищення зносотривкості сталі після гартування від 1050°C в значній мірі пов'язано зі зменшенням числа локальних об'ємів структури з високим градієнтом зернограничної енергії.

Таблиця 3.4

Кількісні характеристики мікроструктури і значення матричного параметра сталі 40X після гартування від температур 860°C...1050°C і відпуску 600°C

| Температура гартування, °C | Час витримки при температурі гартування, хв. | Площа поверхонь поділу зерен, см ⁻¹ | Частка потрійних стиків зерен з кутами між границями 161°...180°, % | Значення матричного параметра Y, см ⁻² |
|----------------------------|--|--|---|---|
| 860°C | 30 | 1697,5 | – | 720376 |
| | 80 | 926,2 | – | 214452 |
| 900°C | 30 | 795,2 | – | 158096 |
| | 80 | 516,7 | – | 66736 |
| 950°C | 30 | 647,2 | 3,33 | 82480 |
| | 80 | 371,4 | 16,67 | 27851 |
| 1050°C | 30 | 347,6 | – | 30206 |
| | 80 | 292,9 | – | 21440 |

Стадії формування пошкоджень при дії циклічних навантажень включають утворення мікроструктурно і фізично коротких тріщин, а також довгих тріщин [324]. В умовах контактних навантажень, які змінюються при фрикційній взаємодії, ці етапи реалізуються. Міжзеренні пошкодження при зовнішніх навантаженнях переважно виникають в локальних зонах, енергія яких наближається до поверхневої. Такими зонами є поверхні поділу, які розміщені між потрійними стиками з наявністю гострих і тупих кутів. Тому площу таких поверхонь поділу вводили в ієрархічні моделі, які описують вплив полікристалічної структури на контактну довговічність сталі. Результати визначення матричного параметра структури покращеної сталі 40X після гартування від різних температур представлені в табл. 3.4 і на рис. 3.12.

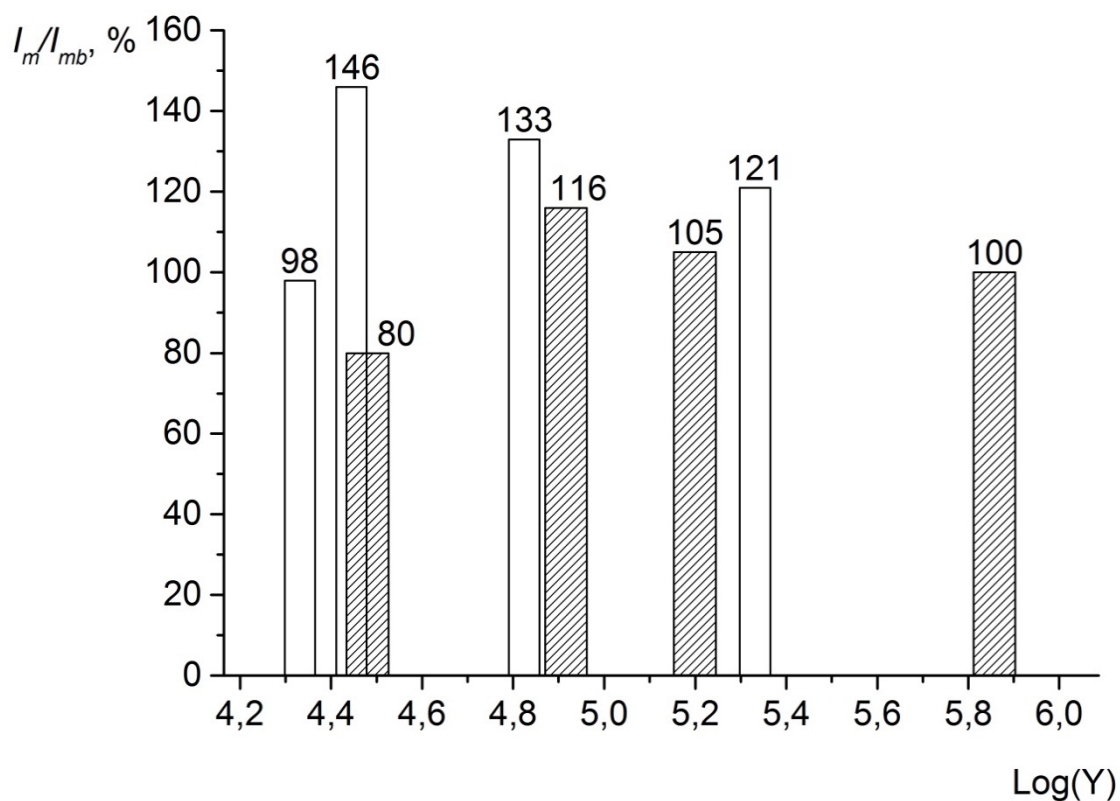




Рис. 3.12. Залежність відносного зношування (I_m / I_{mb}) від матричного параметра структури (Y). За I_{mb} прийнята масова інтенсивність зношування після гартування від 860°C з витримкою 30 хв. і відпуску при 600°C:  – витримка під гартування 30 хв.;  – витримка під гартування 80 хв.

Аналіз отриманих результатів показав, що кількісні характеристики структури, які описуються матричним параметром, суттєво впливають на відносне зношування сталі. Збільшення зношування відбувається після гартування від 950°C при наявності в структурі сталі стиків, що утворені поверхні поділу зерен, енергія яких суттєво відрізняється. Такі стики, з високим градієнтом зернограничної енергії, формуються поверхнями поділу зерен, кути між якими знаходяться в діапазоні від 40°...60° до 161°...180° (табл. 3.2), а їх присутність обумовлена наявністю різнозернистості. Із збільшенням розміру зерен при витримці під гартування 80 хв. відносне зношування в присутності різнозернистості зростає на 46% в зв'язку із ростом числа градієнтних стиків і більшою площею поверхонь поділу з підвищеним рівнем енергії.

Це вказує на вирішальну роль великокутових поверхонь поділу, які розміщені між потрійними стиками з високим градієнтом енергії, в процесах утворення мікроструктурно коротких тріщин і міжзеренному руйнуванні полікристалічних систем.

Будова великокутової поверхні поділу зерна і приграничної зони є градієнтною (див. розділ 2). Поверхні поділу і приграничні області включають в себе зони підвищеної густини дислокацій, пор, структурно-концентраційних неоднорідностей і області переходу до сусідніх зерен. Головним фактором, який визначає поведінку полікристала, є надлишковий об'єм або пустотно-шорстка структура поверхонь поділу.

При досягненні на поверхнях поділу розділу критичного значення вільного об'єму формуються пори і мікротріщини. Міжзеренне руйнування відбувається внаслідок концентрації напружень, яка обумовлена зернограничним проковзуванням на уступах, виділеннях, потрійних зеренних стиках.

Потрійні стики характеризуються менш «щільною» структурою і підвищеними питомими енергетичними параметрами. Їх внесок в процеси

знеміцнення і руйнування матеріалів є більшим ніж звичайних поверхонь поділу зерен полікристалів.

У випадках якщо в стиках кути між поверхнями поділу суттєво відрізняються від 120° , поверхні відрізняються за величиною енергії. В результаті в зоні стика з'являється градієнт властивостей, який може бути джерелом руйнування.

При контактних навантаженнях в сталі утворюються розсіяні або нелокалізовані пошкодження, в яких зароджуються мікроскопічні тріщини. При їх розвитку одна тріщина поширюється швидше, і приводить до локалізованого втомного пошкодження.

Проведені в роботі дослідження показали, що середня віддаль між потрійними стиками з підвищеним градієнтом енергії в сталі після гартування від 860°C і відпуску складає $0,01...0,02$ мм і відповідає розмірам тріщин при переході від розсіяних до локалізованих пошкоджень. Рівень енергії поверхонь поділу зерен між такими стиками є вищим, ніж інших поверхонь, і наближається до поверхневої енергії. Тому такі поверхні поділу виступають місцями зародження розсіяних пошкоджень.

Кількість потрійних стиків з високим градієнтом енергії в сталі, яка загартована від 950°C , є більшим ніж після гартування від 860°C .

В результаті, після гартування від високої температури зростає кількість і розмір тріщин, які утворюються під дією зовнішніх навантажень, прискорюється стадія розвитку локалізованого пошкодження.

Після гартування від 1050°C і відпуску в сталі не спостерігається утворення потрійних стиків з високим градієнтом енергії, що є одним із факторів підвищення опору зношуванню.

Розроблені підходи ієрархічного моделювання дозволяють визначати фізично обґрунтовані параметри зміни локальних властивостей в зернограничних областях сплавів, оцінювати схильність до утворення міжзеренних пошкоджень. Енергетичні характеристики великокутових

границь зерен суттєво впливають на етапи формування розсіяних і локалізованих пошкоджень в сталі при контактних навантаженнях. Управління енергетичними параметрами границь зерен дає можливість використовувати інноваційні технології формування структури деталей для підвищення їх довговічності і ресурсу при зменшенні вартості життєвого циклу.

3.3. Використання методів зернограничного конструювання для підвищення контактної довговічності сталі 40ХНМ.

Застосування підходів зернограничного конструювання виробів стримується недостатньою вивченістю впливу енергетичних характеристик поверхонь поділу зерен різного рівня ієрархії на поведінку сплавів при дії силових навантажень.

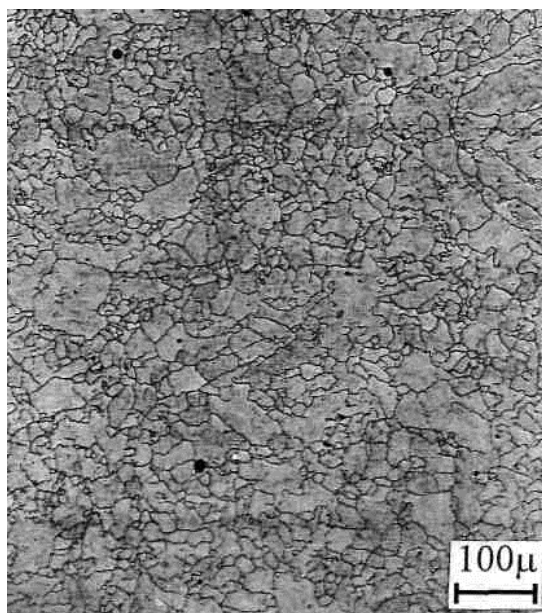
В зв'язку із цим важливого значення набувають дослідження структури поверхонь поділу зерен в сплавах різних систем легування і визначення впливу їх енергетичних характеристик на процеси утворення зернограничних пошкоджень і міжзеренне руйнування полікристалів.

Дослідження проводили на сталі 40ХНМ промислової виплавки. Із прокату виготовляли заготовки, які відпалювали при температурах 840...870°C і піддавали гартуванню після нагріву в соляній ванні від температур 870...1180°C. Далі проводили відпуск при температурі 600 °C.

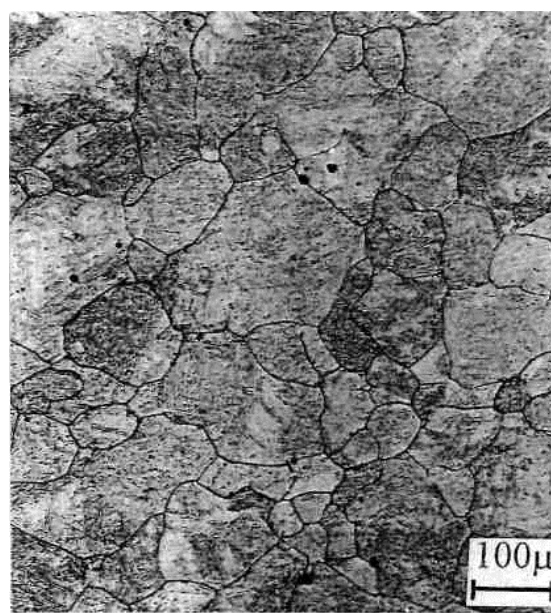
Аналіз мікроструктури сталі 40ХНМ показав формування зерен аустеніту при нагріванні до температури 860°C з витримкою 30 хв., розміри яких знаходяться в діапазоні від 2 мкм до 70 мкм. Середній діаметр зерен є рівний 11,4 мкм (рис. 3.13, рис. 3.14).

Нагрівання до температури 950°C приводить до росту середнього діаметру зерна аустеніту, який є рівний 77,2 мкм. Розмір зерен при цьому знаходиться в межах від 20 мкм до 220 мкм, а середнє квадратичне відхилення складає 44,2 мкм (рис. 3.13, рис. 3.14).

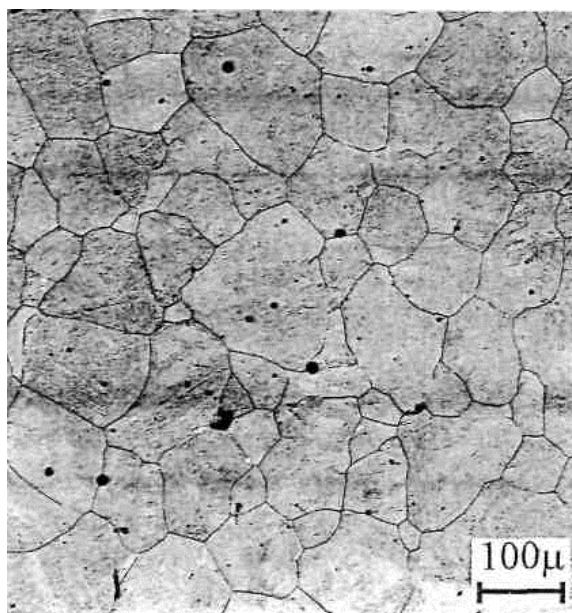
Після гартування від температури 1050°C розмір бувших аустенітних зерен знаходиться в інтервалі від 20 мкм до 270 мкм. Їх середній діаметр є рівний 98,7 мкм, а квадратичне відхилення – 52,0 мкм.



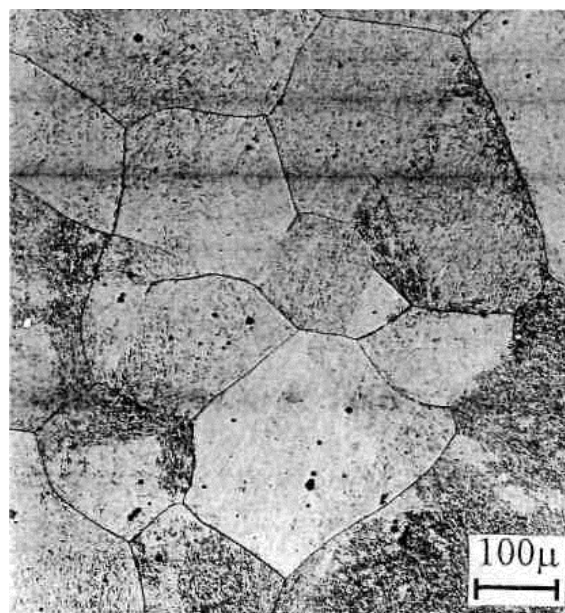
а



б



в



г

Рис. 3.13. Мікроструктури сталі 40ХНМ після гартування від температур 860°C (а), 950°C (б), 1050°C (в) і 1180°C (г), витримка під гартування 30 хв.

Під час нагрівання до температури 1180°C формуються зерна аустеніту з середнім діаметром 328 мкм, з'являються також зерна розміром 800 мкм.

Аналіз різнозернистості сталі після гартування від різних температур показав, що кількісний показник різнозернистості (D_{\max}/D) після гартування від 860°C є рівний 4,72, 950°C – 2,91, 1050°C – 2,78, 1180°C – 4,57. Тобто різнозернистість є характерною для сталі після гартування від температур 860°C і 1180°C.

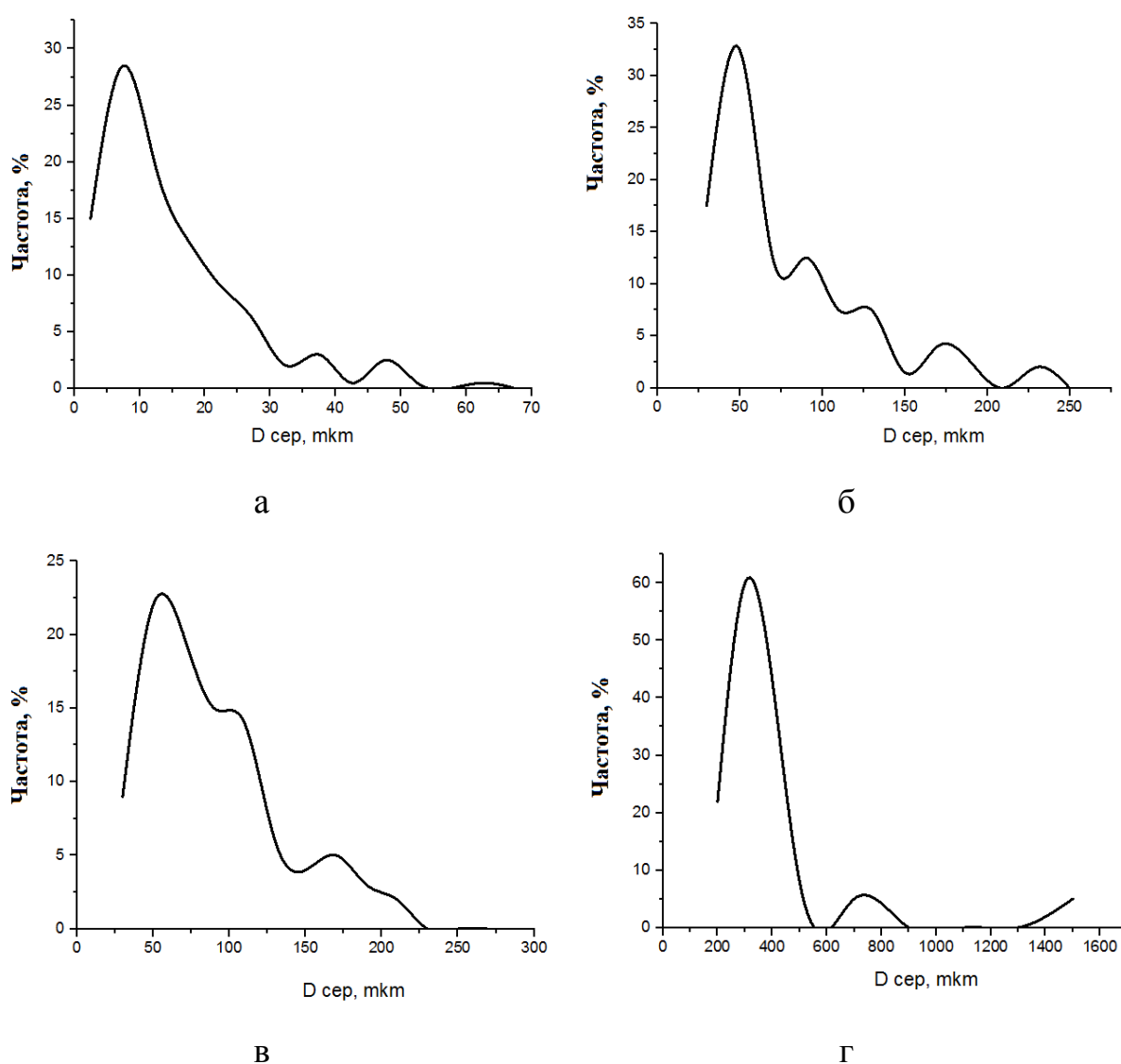


Рис. 3.14. Розподіл середніх діаметрів ($D_{\text{ср}}$) зерен аустеніту (а, б, в, г) за розмірами в сталі 40XNM після гартування від 860°C(а), 950°C(б), 1050°C(в), 1180°C(г), витримка під гартування 30 хв.

Результати визначення кутів в потрійних стиках зерен сталі 40ХНМ після гартування від 860°C, 950°C, 1050°C і 1180°C з витримкою 30 хв представлені на рис. 3.15.

Аналіз зв'язку між енергією поверхонь поділу зерен і кутами між ними в потрійних стиках показав їх залежність від розміру зерен і різнозернистості.

Частка поверхонь поділу зерен, які розташовані напроти кутів 80°...100° і характеризуються більшою відносною величиною енергії, для сталі загартованої від 860°C є рівна 10,0%, 950°C – 16,67%, 1050°C – 10,0%, 1180°C – 16,67%. Більша частка поверхонь поділу із високим значенням зернограничної енергії після гартування від 860°C і 1180°C знаходиться в кореляції із результатами кількісної оцінки різнозернистості сталі.

Результати дослідження сталі після гартування і відпуску при 600 °C показані на рис. 3.16, 3.17.

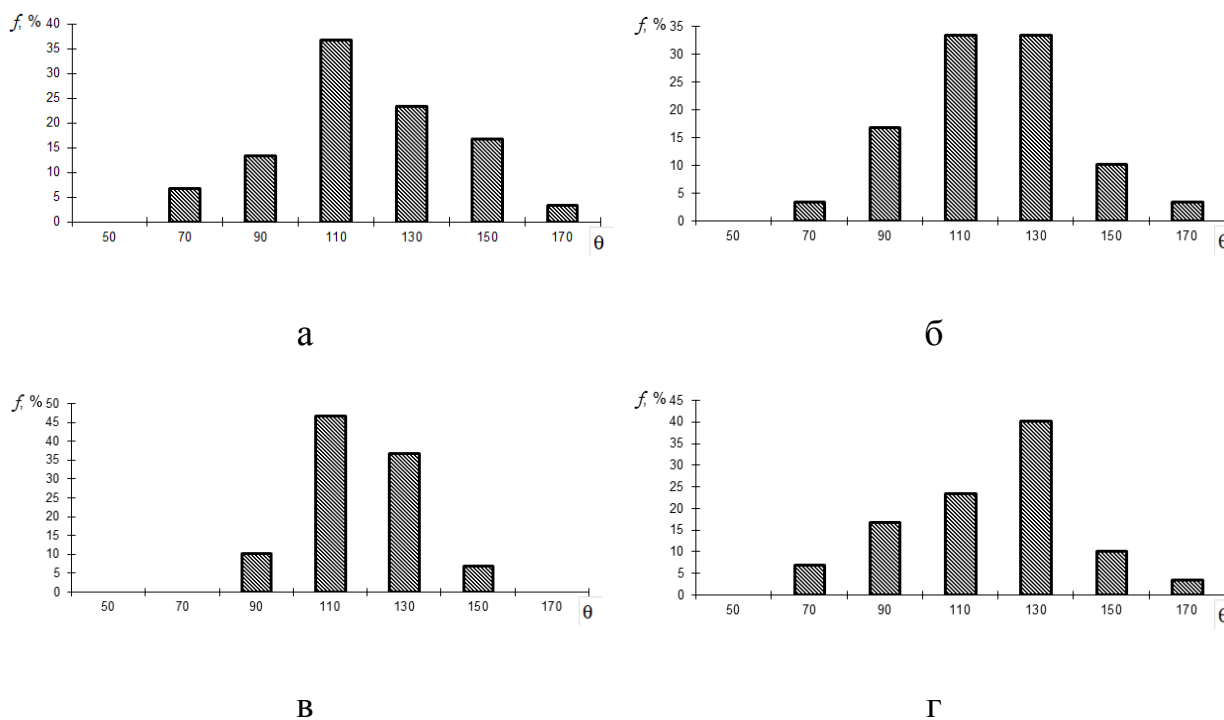


Рис. 3.15. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен в сталі 40ХНМ після гартування від температур 860 °C (а), 950 °C (б), 1050 °C (в), 1180 °C (г), витримка під гартування 30хв.

Частка поверхонь поділу зерен розташованих напроти кутів 81° ... 100° , які характеризуються вищим рівнем енергії сталі після гартування від 860°C складає 13,33%, 950°C – 16,67%, 1050°C – 13,33%. Зміна кількості поверхонь поділу зерен з вищим рівнем енергії вказує на проходження процесів їх переміщення і неоднорідність виділення фаз при відпуску сталі (табл. 3.5, 3.6).

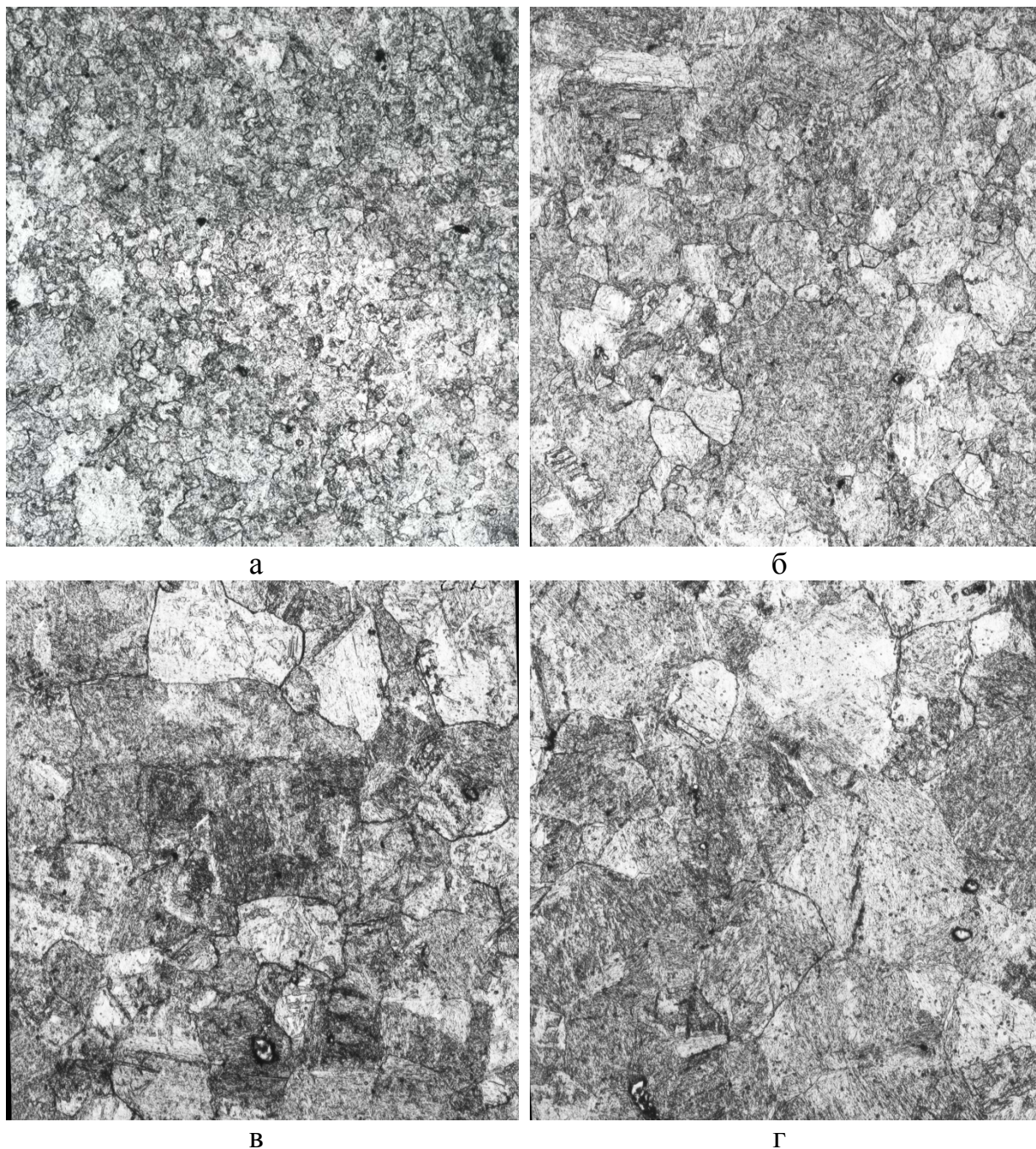


Рис. 3.16. Мікроструктура сталі 40ХНМ після гартування від температур 860°C (а), 900°C (б), 950°C (в), 1050°C (г) та відпуску при 600°C , витримка під гартування 30хв, $\times 100$.

Слід відмітити, що після гартування більша частина зерен утворює поверхні поділу, кути між якими знаходяться в межах $101^\circ \dots 120^\circ$. Після відпуску суттєво зростає частка поверхонь поділу, що утворюють кути $121^\circ \dots 140^\circ$.

Наявність різнозернистості після гартування від 950°C і 1180°C збільшує частку потрійних стиків зерен, в яких присутні кути, що знаходяться в межах $161 \dots 180^\circ$, як після гартування, так і після покращення (рис. 3.15, 3.17).

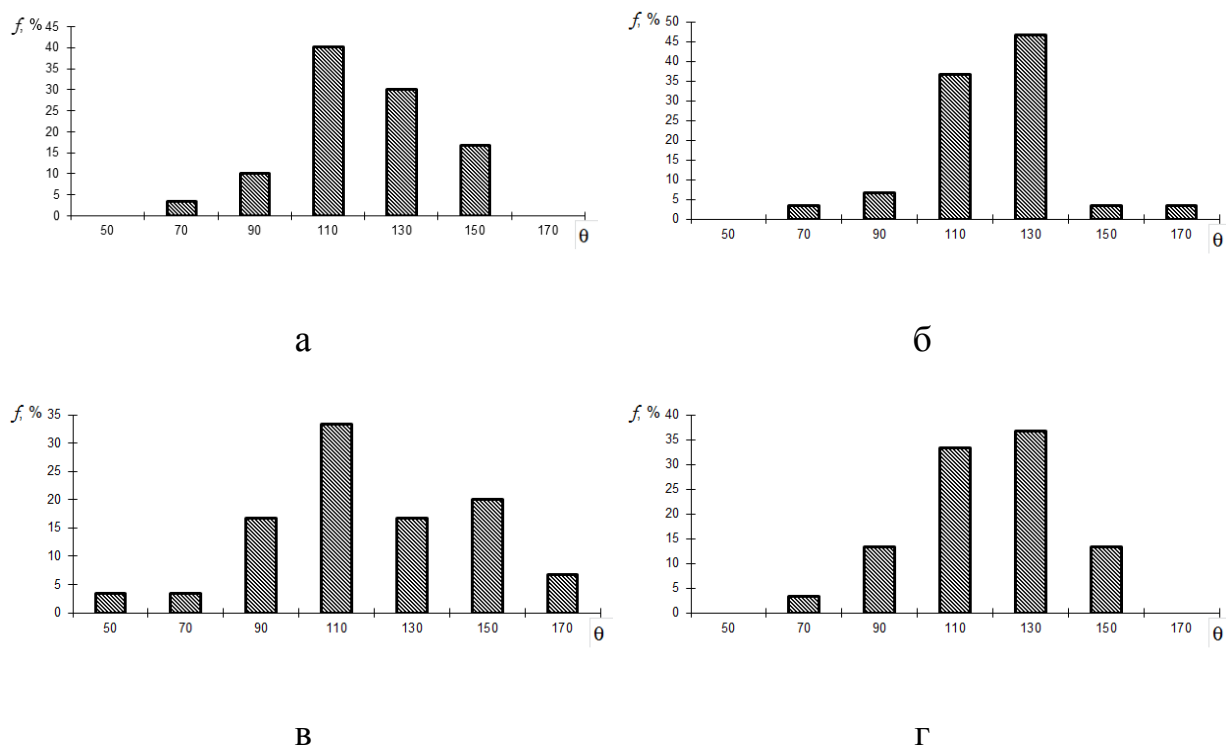


Рис. 3.17. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен в сталі 40ХНМ після гартування від температур 860°C (а), 900°C (б), 950°C (в), 1050°C (г) і відпуску при 600°C .

Таблиця 3.5

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі
40ХНМ після гартування**

| Витримка під гартування 30 хвилин | | | | | | | |
|-------------------------------------|---|------|-------|-------|-------|-------|------|
| Темпе- ратура гарту- вання | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°С | - | 6,67 | 13,33 | 36,67 | 23,33 | 16,67 | 3,33 |
| 950°С | - | 3,33 | 16,67 | 33,33 | 33,33 | 10,00 | 3,33 |
| 1050°С | - | - | 10,00 | 46,67 | 36,67 | 6,67 | - |
| 1180°С | - | 6,67 | 16,67 | 23,33 | 40,00 | 10,00 | 3,3 |

Таблиця 3.7

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі
40ХНМ після покращення (витримка під гартування 30 хв)**

| Гартування, відпуск 600° С | | | | | | | |
|-------------------------------------|---|------|-------|-------|-------|-------|------|
| Темпе- ратура гарту- вання | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°С | - | 3,33 | 10,00 | 40,00 | 30,00 | 16,67 | 0,00 |
| 900°С | - | 3,33 | 6,67 | 36,67 | 46,67 | 3,33 | 3,33 |
| 950°С | 3,33 | 3,33 | 16,67 | 33,33 | 16,67 | 20,00 | 6,67 |
| 1050°С | - | 3,33 | 13,33 | 33,33 | 36,67 | 13,33 | - |

Аналіз впливу структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен на процеси накопичення пошкоджень і руйнування проводили за результатами дослідження контактної довговічності сталі в умовах тертя. Випробовування

на зношування проводили за схемою «диск-колодка» в режимі сухого тертя ковзання. Результати досліджень представлені на рис. 3.11, б.

Як видно із зростанням температури гартування до 950 °С зносотривкість сталі зменшується. Гартування від 1050 °С підвищує її зносотривкість. Після гартування від 1180°С інтенсивність зношування сталі зростає [321, 325].

Таблиця 3.8

Кількісні характеристики мікроструктури і значення матричного параметра сталі 40ХНМ після гартування і відпуску при 600°С

| Температура гартування, °С | Час витримки при температурі гартування, хв. | Площа поверхонь поділу зерен, см ⁻¹ | Частка потрійних стиків зерен з кутами між поверхнями поділу 161°...180°, % | Значення матричного параметра Y , см ⁻² |
|----------------------------|--|--|---|--|
| 860°С | 30 | 1432 | 3,33 | 512914 |
| | 80 | 1405 | 0 | 493506 |
| 900°С | 30 | 1093 | 3,33 | 233119 |
| | 80 | 632,37 | 3,33 | 104713 |
| 950°С | 30 | 648 | 6,67 | 183625 |
| | 80 | 641 | 6,67 | 96142 |
| 1050°С | 30 | 389 | 0 | 37010 |
| | 80 | 352 | 0 | 31040 |

Значення матричного параметра структури покращеної сталі 40ХНМ після гартування представлені в табл. 3.7 і на рис. 3.18.

Підвищення інтенсивності зношування спостерігається, коли значення матричного параметра $\log(Y)$ знаходиться в межах від 4.98...5,36. Таке значення досягається у випадках появи різнозернистості після гартування, що сприяє формуванню потрійних зеренних стиків і поверхонь поділу між ними з підвищеним градієнтом енергії.

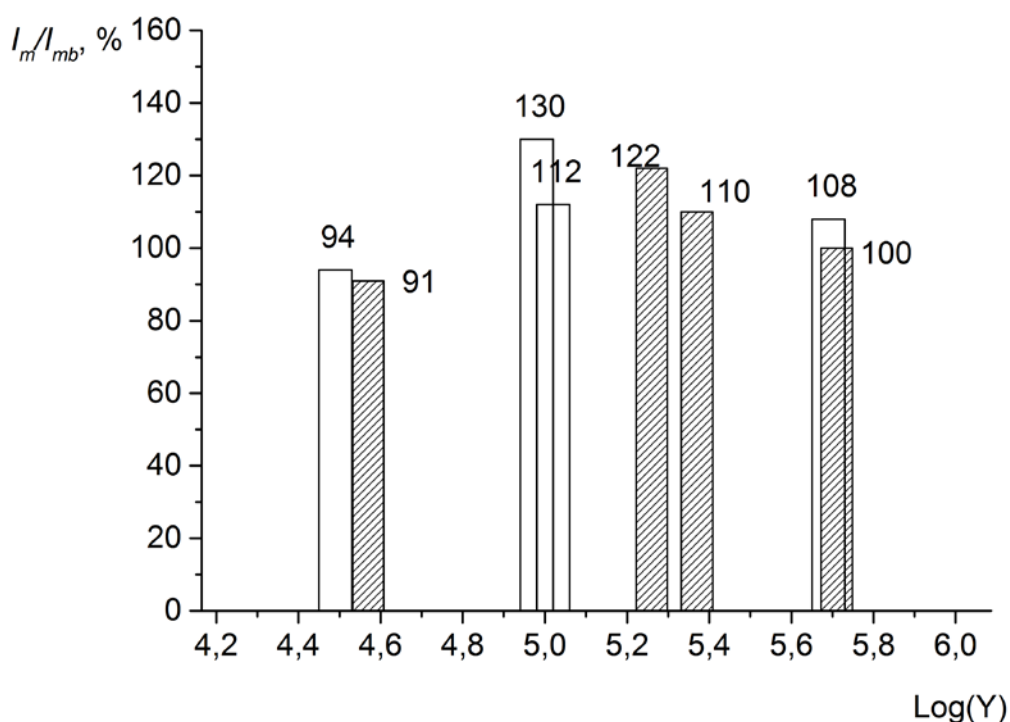




Рис. 3.18. Залежність відносного зношування (I_m / I_{mb}) від матричного параметра структури (Y). За I_{mb} прийнята масова інтенсивність зношування і гартування від 860°C з витримкою 30 хв. і відпуску при 600°C:  – витримка під гартування 30 хв.;  – витримка під гартування 80 хв.

Така зміна зностривкості пов'язана із значним впливом структури на накопичення пошкоджень в умовах контактної взаємодії. Зменшення зносотривкості після гартування від 950°C, 1180°C покращеної сталі пов'язано із зростанням частки потрійних зернограничних стиків, в яких границі утворюють кути 161°...180°.

Згідно сучасних уявлень, потрійні зеренні стики є одним із видів лінійних дефектів, вздовж яких мають контакт три зернограничні поверхні. У цьому зв'язку даний тип стиків характеризується більш «розрихленою» структурою і підвищеними питомими енергетичними параметрами. Причому внесок таких структурних одиниць в процеси знеміцнення і руйнування деталей елементів конструкцій є більшим, ніж звичайних границь зерен полікристалів (див. розділ 3.1.2).

Дослідження покращувальних сталей показали схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і тріщин при зовнішніх навантаженнях зі збільшенням у структурі частки поверхонь поділу зерен із високим рівнем енергії. Встановлено, що зменшення частки таких поверхонь поділу в зеренних стиках, які виходять на поверхню деталей, шляхом зміни температури і часу витримки під гартування, а також режимами відпуску, дозволяє досягати суттєвого опору руйнуванню сплавів в умовах контактних навантажень.

Аналіз результатів досліджень показав, що в сталі після гартування від 860 °С середні значення кутів потрійних зеренних стиків знаходяться в межах від 70° до 150°. Гартування від 950° розширює діапазон кутів. З'являються кути в межах від 70° до 180°. Після гартування від 1050°С діапазон кутів зменшується від 90° до 150°. Найбільшу частку в загальній кількості складають 110° і 130°. Їх загальна кількість понад 82%.

Після гартування від 1180°С діапазон розширюється від 70° до 180°. Частка кутів в діапазоні від 100° до 140° при цьому зменшується до 63%. Покращення призводить до деякої зміни у співвідношенні між кутами потрійних стиків зерен, що пов'язано із процесами рекристалізації. Так відпуск після гартування від температури 950 °С сприяє збільшенню кількості стиків, в яких кути між границями знаходяться в межах 161°...180° (табл. 3.6).

Визначення середньої відстані між потрійними стиками із високим градієнтом енергії показав, що віддалення між ними по границях зерен після гартування від 860 ° і відпуску складає до 0,01 мм, а після гартування від 950° до 0.07 мм. Рівень енергії поверхонь поділу зерен між такими стиками є вищий ніж інших поверхонь поділу і наближається до поверхневої енергії [320, 325]. Тому ці поверхні поділу є місцями зародження розсіяних пошкоджень (тріщин).

Розмір тріщин, які утворюються під дією зовнішніх навантажень в сталі загартованої від 950° С буде більшим, ніж після гартування від 860°С. В результаті після гартування від вищої температури в плямах контакту прискорюється стадія розвитку локалізованого пошкодження і руйнування.

Тобто різнозерниста сталь швидше переходить до етапу утворення локалізованих пошкоджень в умовах контактної взаємодії, що приводить до зменшення її зносотривкості. Встановлена закономірність підтверджується і випробовуваннями сталі загартованої від температури 1180°C.

Після гартування від 1050°C і покращення в сталі не спостерігається утворення потрійних стиків з підвищеним градієнтом енергії. Крім формування карбідної неоднорідності, яка відповідає механічній схемі тертя, це є одним із основним чинників підвищення зносотривкості сталі після відпуску.

Таким чином характеристики локальних об'ємів зерен суттєво впливають на етапи формування розсіянних і локалізованих пошкоджень в сталях при контактних навантаженнях. Завдяки цьому забезпечується можливість впровадження технологій для формування такої структури деталей, що дозволяє суттєво підвищити параметри їх надійності – довговічність, ресурс, безвідмовність при мінімальних економічних витратах.

3.4. Підвищення контактної довговічності сталі 40ХС управлінням структурно-енергетичним станом границь зерен.

Мікроструктура сталі 40ХС після покращення представлена на рис. 3.19. Нагрів до температури 860°C приводить до отримання бувших аустенітних зерен, розмір яких знаходиться в проміжку 8...30 мкм. Їх середній діаметр складає 16,97 мкм (рис. 3.20, а). Виявлено однорідний розподіл зерен, про що вказує значення (D_{max}/D_i), яке після гартуванні від температур 860°C і 1050°C відповідно складає 2,24 і 2,52.

Гартування від температури 1050°C приводить до формування зерен із середнім діаметром 17,81 мкм при середньоквадратичному відхиленні 4,9 мкм (рис. 3.20, б).

Дослідження кутів між границями в потрійних стиках зерен сталі після гартування від 860°C і 1050°C показані в табл. 3.8 і на рис. 3.21, рис. 3.22.

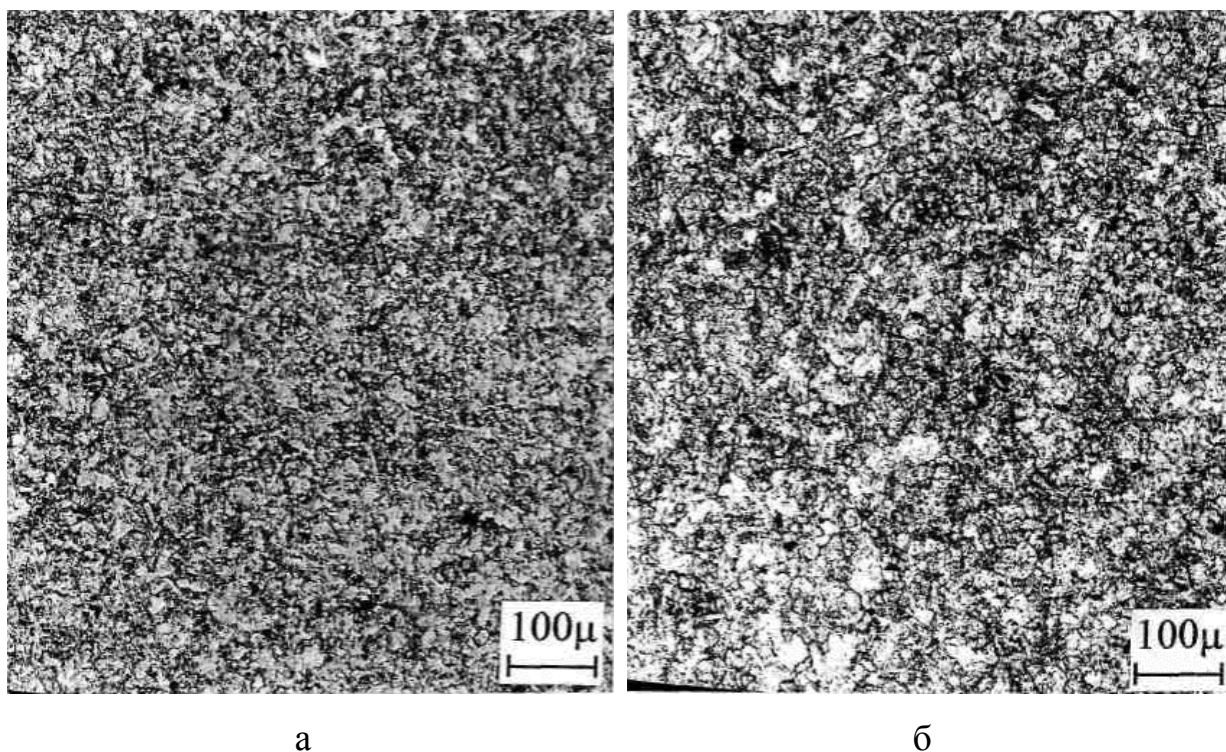


Рис. 3.19. Мікроструктури покращеної сталі 40ХС після гартування від температур 860°C (а) і 1050°C (б), витримка під гартування 15 хв. (іонно-плазмове травлення).

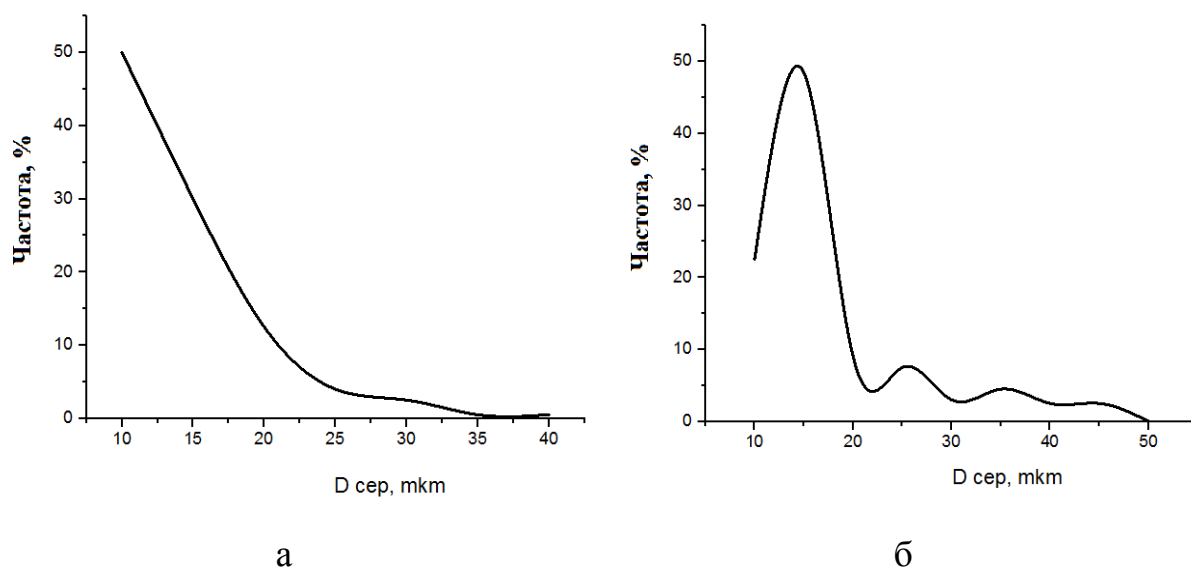


Рис. 3.20. Розподіл середніх діаметрів ($D_{\text{сep}}$) зерен аустеніту за розмірами в покращеній сталі 40ХС після гартування від температур 860°C (а) і 1050°C (б), витримка під гартування 15 хв.

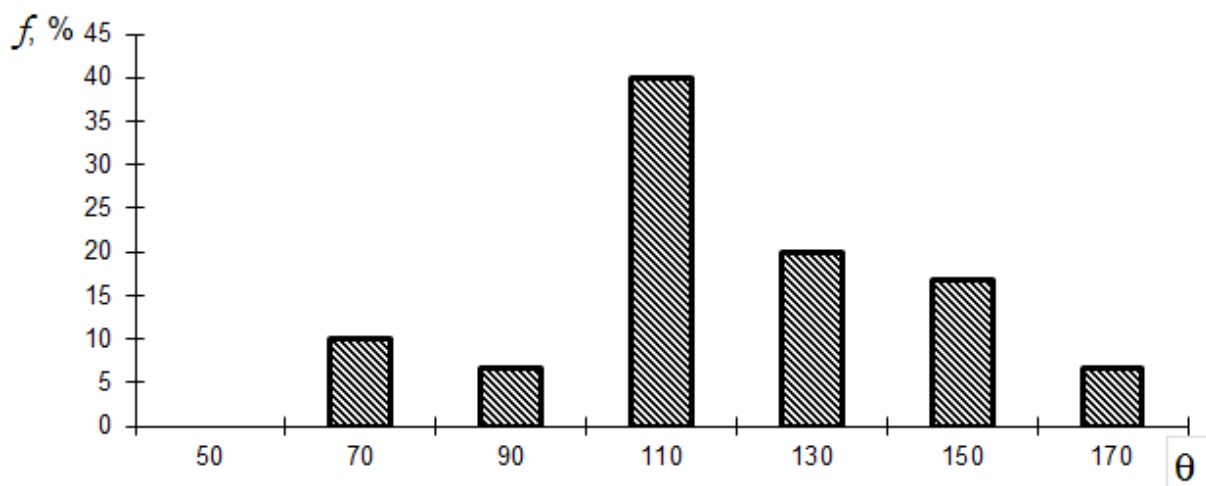


Рис. 3.21. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен покращеної сталі 40ХС після гартування від 860°С (витримка під гартування 15 хв.).

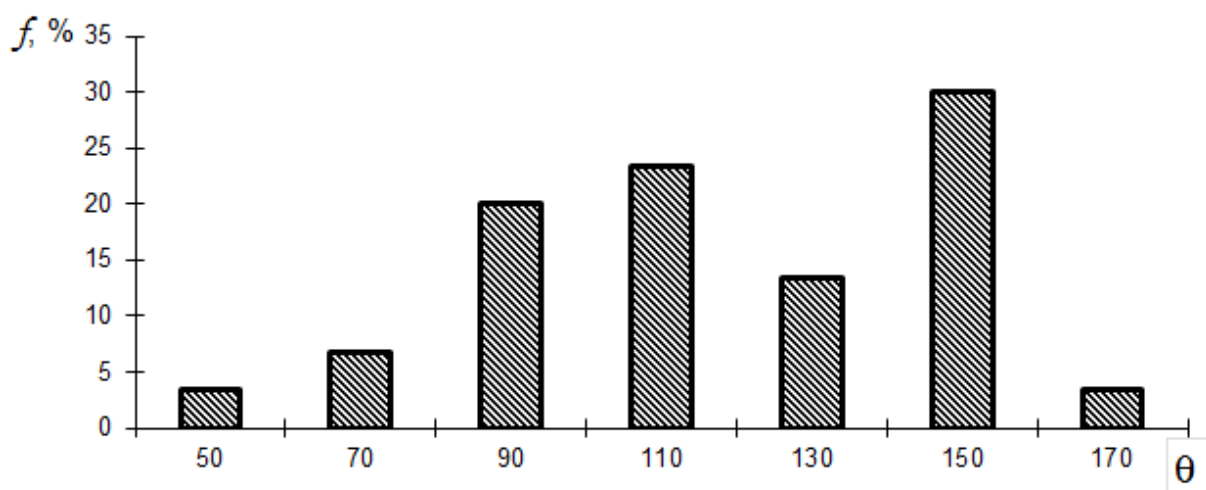
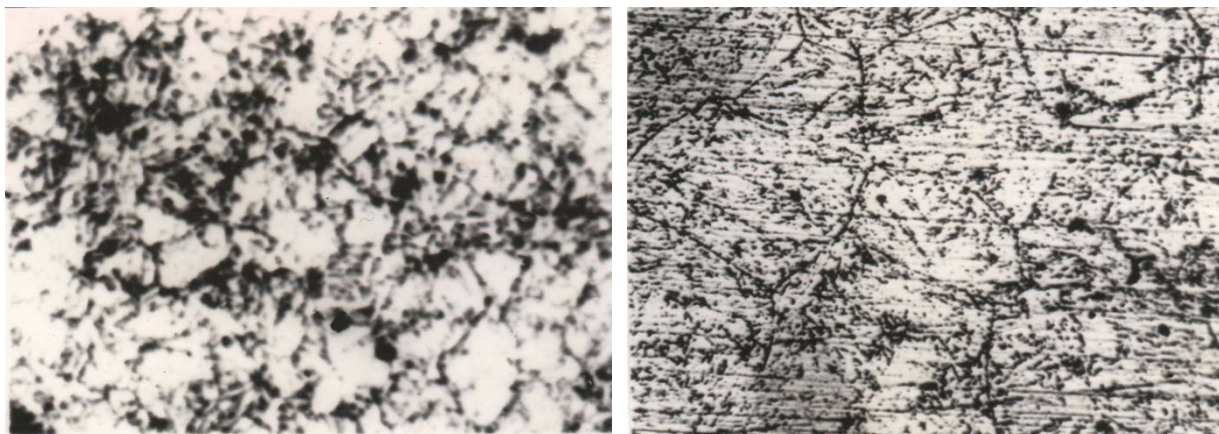


Рис. 3.22. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен покращеної сталі 40ХС після гартування від 1050°С (витримка під гартування 15 хв.).



а

б

Рис. 3.23. Мікроструктура сталі 40ХС після покращення: а – гартування з 860°C; б – гартування з 1050°C х 100 (витримка під гартування 30 хв.).

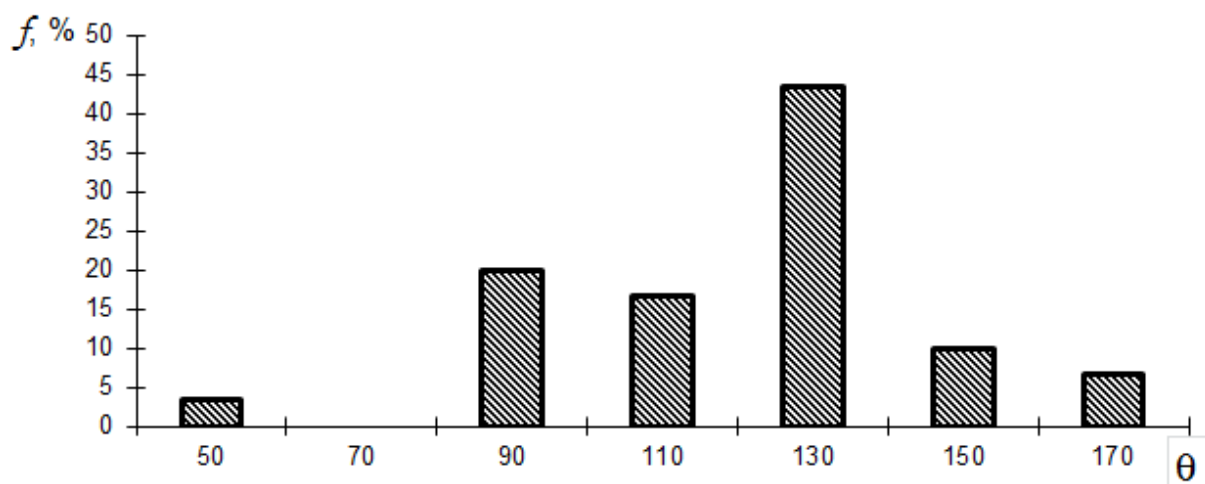


Рис. 3.24. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен покращеної сталі 40ХС після гартування від 860°C (витримка під гартування 30 хв.).

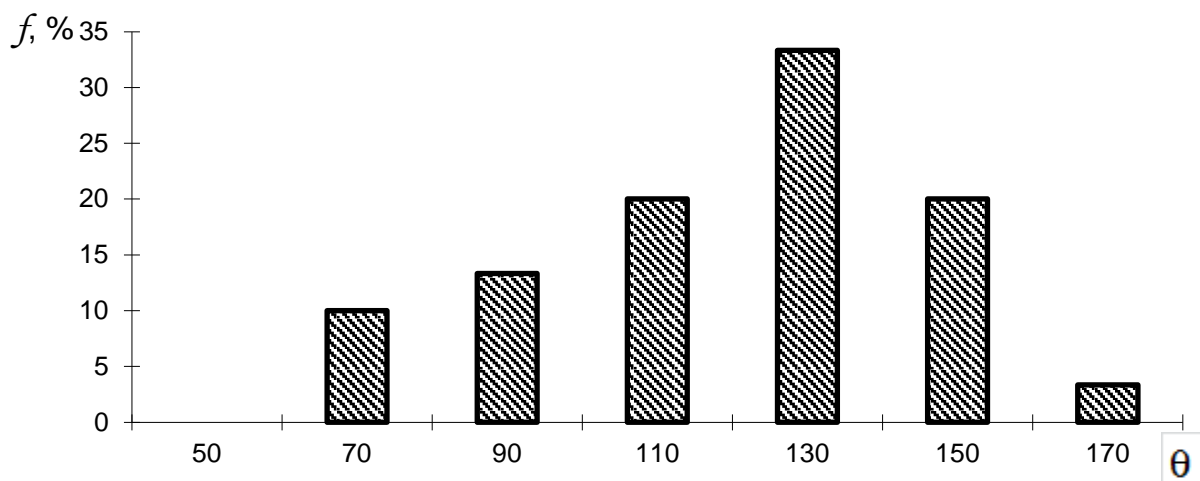


Рис. 3.25. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу бувших аустенітних зерен покращеної сталі 40ХС після гартування від 1050°C (витримка під гартування 30 хв.).

Мікроструктури сталі 40ХС після гартування і відпуску при 600°C з витримкою під гартування 30 хв. показані на рис. 3.23. Після гартування від 860°C формується однорідна структура з розміром зерна 20...22 мкм, а після 1050°C розмір зерна складає 67...70 мкм.

Аналіз кутів в потрійних стиках зерен сталі після покращення представлено в табл. 3.8 і 3.9 на рис. 3.24, рис. 3.25.

В сталі загартованої від 860°C (при витримці під гартування 15 хв) частка поверхонь поділу з більшою величиною енергії складає 20%, а після гартування від 1050°C – 13,33%. При цьому в потрійних стиках сталей присутні кути, що знаходяться в інтервалі 161°...180°, а після гартування від 1050°C їх частка складає 3,33%.

Таблиця 3.9

Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі 40ХС після покращення (витримка під гартування 15 хв.).

| Темпе- ратура гартування | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
|--------------------------------|---|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°C | — | 10,00 | 6,67 | 40,00 | 20,00 | 16,67 | 6,67 |
| 1050°C | 3,33 | 6,67 | 20,00 | 23,33 | 13,33 | 30,00 | 3,33 |

Таблиця 3.10

Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен сталі 40ХС після покращення (витримка під гартування 30 хв.).

| Температура гартування | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
|---------------------------|---|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| | 40° | 61° | 81° | 101° | 121° | 141° | 161° |
| | ... | ... | ... | ... | ... | ... | ... |
| | 60° | 80° | 100° | 120° | 140° | 160° | 180° |
| 860°C | 3,33 | — | 20,00 | 16,67 | 43,33 | 10,00 | 6,67 |
| 1050°C | — | 10,00 | 13,33 | 20,00 | 33,33 | 20,00 | 3,33 |

Аналіз результатів дослідження розподілу кутів показав, що після покращення при витримці під гартування 15 хв. нагрів приводить до появи найбільшої частки кутів в потрійних стиках, що знаходяться в межах 101°...120° (табл. 3.8). В той же час після витримки під гартування 30 хв. найбільша частка кутів складає 121°...140° (табл. 3.8, табл. 3.9). Після всіх термічних обробок в сталі 40ХС присутні потрійні стики, в яких зустрічаються кути, що знаходяться в межах 161°...180°. Поверхні поділу зерен, які утворюють такі кути суттєво відрізняються за величиною зернограничної енергії.

Дослідження зносотривкості сталі показали значний вплив структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу на цю характеристику. Так, інтенсивність зношування зразків сталі 40ХС зростає після гартування від 950°C і стає меншою після гартування від 1050°C (рис. 3.11, в). В сталі 40ХС закономірність зміни зносотривкості від температури гартування є аналогічною сталям 40Х і 40ХНМ (див. розділи 3.2, 3.3). Підвищення зносотривкості сталі після гартування від 1050°C пов'язано із зменшенням частки потрійних стиків і великокутових поверхонь поділу зерен з високим градієнтом енергії.

3.5. Вплив режимів відпуску на контактну довговічність покращувальних сталей.

Згідно сучасних уявлень тип і структура поверхонь поділу зерен суттєво впливають на міжзеренне руйнування сталей. При змішаному зеренному і міжзеренному руйнуванні тріщина, яка зароджується при дії локальних напружень на довільній границі рухається по ній, потім може перейти на спеціальну або малокутову границю. В зв'язку з тим, що малокутові і спеціальні поверхні поділу мають низьке значення зернограничної енергії і підвищений опір поширенню тріщин, то тріщини переходять з поверхні поділу і прямують по зерну до зустрічі з іншою довільною поверхнею поділу.

Перерозподіл атомів основних і домішкових елементів між тілом і границями зерен при технологічних обробках (зокрема при нагрівах) приводить до локальної зміни механічних властивостей. Однією з дискусійних проблем теорії утворення зернограничних сегрегацій є питання про те, при яких режимах термічної обробки вони виникають – нагрівів в області γ -фази, чи нагрівів в області α -фази. Дослідженнями останніх років показано, що відбувається збагачення поверхонь поділу зерен домішками заміщення і зокрема фосфором в аустенітній області. З підвищенням температури нагріву утворюються нерівноважні сегрегації,

концентраційний пік розтягується на 1000\AA . Збільшення вмісту фосфору на границях відбувається в 20 раз у порівнянні із середньою кількістю в сталях. В інтервалі температур існування α -фази вид концентраційних кривих наближається по формі до кривих рівноважної сегрегації, коли практично всі атоми концентруються в 3-5 моноатомних шарах поверхні. Підвищення концентрації фосфору в α -фазі є більшим ніж при нагріві в області існування γ -фази.

В умовах контактної взаємодії деталей машин фактичний діаметр плям контакту складає 22...42 мкм за питомих тисків 1,3...1,8 МПа. Для покращених сталей із зерном розміром 10...50 мкм існує велика ймовірність попадання в зону контакту зерен, границь і потрібних зеренних стиків.

Досліджували покращувальні сталі промислової виплавки. З відпалених прутків вирізали заготовки, які гартували в оливi після нагріву в солоній ванні до температур 860...1050°C. Відпускали при 600°C з витримкою 2 год. та охолоджували у воді. Структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь розділу змінювали окрихчувальною обробкою: частину зразків повторно відпускали при 525°C протягом 2 год. і охолоджували з піччю. Результати досліджень мікроструктури сталей у в'язкому стані показані в розділах 3.2, 3.3, 3.4.

Зміна параметрів мікроструктури має суттєвий вплив на інтенсивність зношування сталей. Так для сталі 40Х зі зменшенням твердості від 2636 МПа після гартування від 860°C до 2499 МПа, після гартування від 1050 °C зносотривкість сталі зростає (рис.3.26).

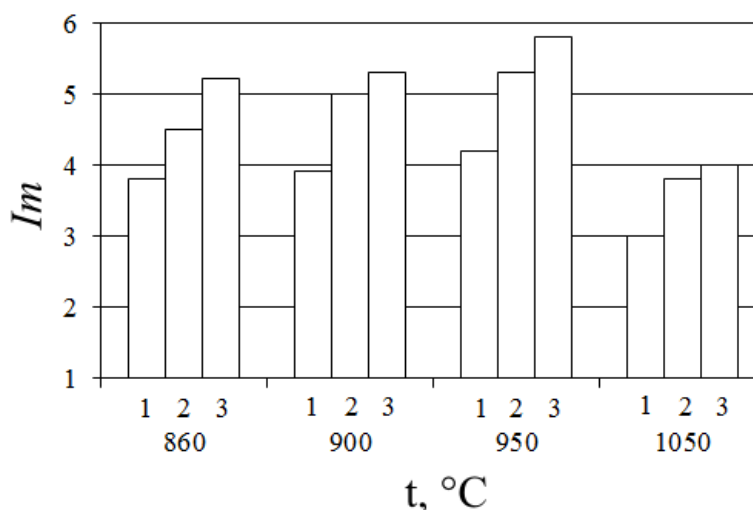


Рис. 3.26. Вплив температури гартування на інтенсивність зношування зразків сталі 40X після покращення: 1 – витримка під гартування 30 хв, в'язкий стан; 2 – 80 хв., в'язкий стан; 3 – 80 хв., окрихчений стан.

З підвищенням температури гартування до 950°C інтенсивність зношування сталі збільшується. Гартування від 1050°C підвищує зносотривкість. Після витримки 80 хв. зносотривкість сталей завжди зменшується. Швидше зношуються зразки в окрихченому стані.

Аналогічні результати отримані для сталей 40XНМ і 40XC. Вторинний відпуск з повільним охолодженням підвищує інтенсивність їх зношування. В сталі 40XНМ зміна зносостійкості відбувається в меншій ступені, ніж сталі 40XC (рис. 3.11, б).

Необхідно зазначити, що структура, отримана при різних температурно-часових режимах обробки досліджених сталей, більше впливає на інтенсивність зношування, ніж на їх твердість. Так після гартування від 1050°C твердість зменшується, а зносотривкість зростає як у сталі 40XC, так і у сталі 40XНМ. Окрихчування зменшило зносотривкість сталі 40X на 6...14%, сталі 40XC на 35...40%.

3.6. Висновки по третьому розділу.

1. На основі підходів термодинаміки побудована математична модель механіки полікристалічних систем, яка враховує нелокальність розподілу пошкодженості в матеріалі досліджуваної області. Отримані залежності, як частинний випадок, враховують класичні та більш «прості» моделі середовищ і знаходяться у відповідності із сучасними уявленнями про будову структури матеріалу на мезорівні.

2. Запропоновані співвідношення моделі, які дозволяють проводити розрахунки середовищ з врахуванням їх структури, та аналізувати їх напружено-деформований стан. З використанням розроблених моделей визначені фізично обґрунтовані параметри оцінки зміни локальних властивостей в зернограничних областях, що дозволяють керувати схильністю до утворення міжзеренних пошкоджень сплавів технологічними обробками, які змінюють структурно-енергетичний стан границь зерен полікристалів.

3. При використанні системних підходів розроблена ієрархічна модель структури полікристалічних сплавів, яка описує їх різноякісні характеристики – наявність зерен різних розмірів, границь і потрійних стиків зерен, енергії яких суттєво відрізняються. Використання таких моделей дозволяє проводити аналіз накопичення міжзеренних пошкоджень, виявляти структурні одиниці, що відповідають за руйнування матеріалу, встановлювати кількісні зв'язки між енергетичним станом локальних об'ємів деталей і параметрами їх життєвого циклу.

4. Побудована інваріантна модель полікристалічних систем зі змінними параметрами зеренної структури і структурно-енергетичного стану внутрішніх границь розділу. Показано, що в якості цифрового двійника структури сплавів, який описує їх поведінку в умовах контактних навантажень доцільно використовувати матричне представлення системної моделі з її наповненням кількісними характеристиками структури.

5. Встановлено, що життєвий цикл деталей, виготовлених із покращувальних сталей в умовах контактних навантажень в значній ступені залежить від енергетичного стану поверхонь поділу зерен структурних складових. Наявність в потрійних стиках великокутових поверхонь поділу, які суттєво відрізняються за енергіями, скорочує тривалість життєвого циклу.

6. Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу зерен структурних складових суттєво впливає на зносотривкість сталей. Гартування від температур, при яких формується різнозернистість сталі, супроводжується утворенням потрійних стиків зерен, поверхні поділу яких суттєво відрізняються за енергіями. Поверхні поділу між стиками з більшою величиною енергії відповідають розмірам розсіяних пошкоджень, які утворюються при дії зовнішніх навантажень. Підвищення зносотривкості покращеної сталі після гартування від 1050°C пов'язано з утворенням великокутових поверхонь поділу зерен сорбіту з більш однорідним значенням зернограничної енергії.

7. Показано, що збільшення тривалості життєвого циклу деталей досягається при зменшенні в сплаві кількості локальних об'ємів з підвищеним рівнем енергії. Великокутові границі з мінімальним градієнтом зернограничної енергії формуються в умовах оптимальних температурно-часових режимів термічної обробки. Використання методів ієрархічного моделювання і обчислювального матеріалознавства дозволяє проводити реалізацію технічних рішень по підвищенню експлуатаційної надійності виробів при меншій вартості їх життєвого циклу.

Розділ базується на результатах робіт [306, 316, 320, 321, 323, 324, 325].

РОЗДІЛ 4

ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ СТАЛЕЙ ПРИ ПОКРАЩЕННІ СПРЯМОВАНИМ ВПЛИВОМ НА ПОВЕРХНІ ПОДІЛУ ЗЕРЕН ЛЕГУВАННЯМ.

4.1. Дослідження механічних властивостей і опору крихкому руйнуванню сталей, легованих кремнієм

4.1.1. Вплив кремнію на процеси окрихчення економнолегованих сталей.

Леговані покращувані сталі, як відомо, поруч з високими механічними властивостями, можуть бути схильними до зворотної відпускної крихкості, що особливо важливо для масивних виробів.

Сталі 40X, 40XC широко застосовуються в машинобудуванні. Із сталі 40X виготовляють осі, вали, вал-шестерні, рейки, зубчаті вінці, плунжери, колінчаті та кулачкові вали, кільця, шпинделі, оправки, болти, півосі, втулки та інші деталі підвищеної міцності. Із сталі 40XC – вали, шестерні, муфти, пальці та інші покращувальні деталі невеликих розмірів, до яких пред'являються вимоги високої міцності, пружності, зносотривкості [101, 115]. Обмеженість застосування сталі 40XC деталями невеликих розмірів пов'язано з її здатністю окрихчуватись при повільному охолодженні з температур відпуску. В той же час сталі того ж складу доцільно застосовувати для масивних виробів, а саме штампів гарячої витяжки, зубил, обжимок, ножів для гарячої та холодної різки металу, термічна обробка яких може включати відпуск від 280°C до 680°C тобто температуру максимального окрихчення при відпуску. Усунення здатності до окрихчення при відпуску розширило би область застосування сталей цього класу.

Визначення стандартних механічних характеристик при випробуванні на розтяг (ГОСТ 4543-71) не дозволяє встановити залежність ступеню окрихчення від чисельного значення цих характеристик (табл. 4.1).

Визначення нестандартних механічних характеристик показало, що вони набувають змін в залежності від стану сталі. Механічні характеристики кременистих сталей наведені в табл. 4.1, 4.2.

Таблиця 4.1.

Механічні властивості сталей

| Марка сталі | Стан сталі | σ_T , МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % |
|-------------|------------|------------------|------------------|--------------|------------|
| 40X | в'язкий | 640 | 830 | 15 | 50 |
| | окрихчений | 625 | 812 | 14,5 | 43 |
| 40XC | в'язкий | 837 | 1027 | 14,7 | 58.2 |
| | окрихчений | 817 | 990 | 13,9 | 36,9 |

Ступінь окрихчення, порахована по відносному звуженню має менше значення, отже може служити критерієм окрихчення у випадку зворотної відпускну крихкості.

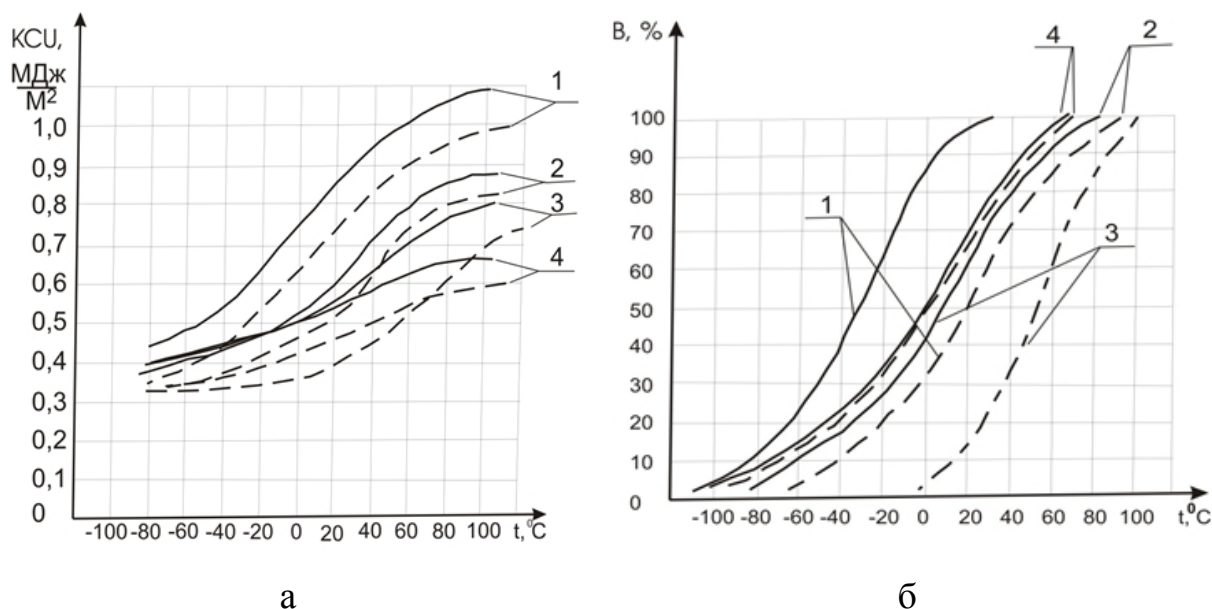


Рис. 4.1. Залежність ударної в'язкості (а) та кількості в'язкої складової (б) в зломі сталі 40XC, загартованої з температури 870°C, від температури випробування; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений. Температура відпуску: 1 – 600°C; 2 – 550°C; 3 – 525°C; 4 – 500°C.

Досліджували вплив окрихчувального відпуску на опір крихкому руйнуванню сталей 40Х, 40ХС. Результати випробувань на ударну в'язкість досліджуваних сталей представлені на рис. 4.1, 4.2. Як видно з серіальних кривих ударної в'язкості для сталі 40ХС (рис. 4.2) окрихчувальний відпуск приводить до зміщення кривих холодноламкості в область підвищених температур та значного падіння ударної в'язкості. Найбільше окрихчення відповідає температурі відпуску 550°C. Ступінь окрихчення для цієї температури відпуску складає 40%, для інших температур відпуску вона менша і коливається в межах 14...36%. Зміщення порогу холодноламкості в сторону підвищених температур, визначене по відсотку в'язкої складової в зломі для зразків, окрихчених при температурі 550°C складає 48°C, для інших температур відпуску воно менше і коливається від 5°C до 38°C.

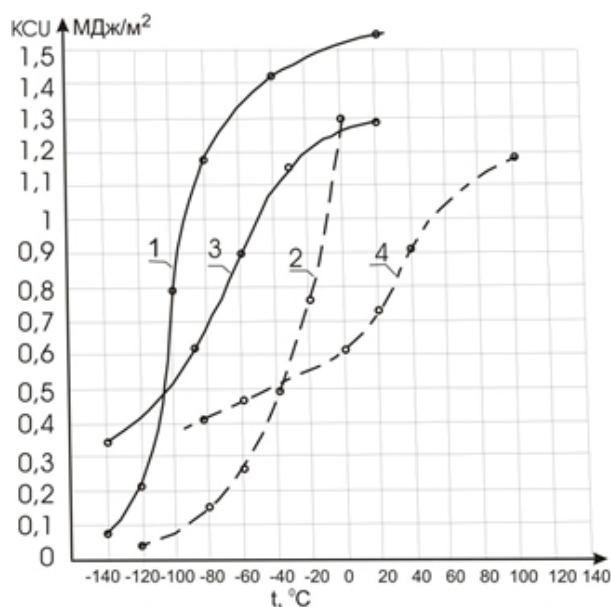
Аналогічні випробування були проведені для всіх досліджуваних сталей. Встановлено, що до найбільш інтенсивного окрихчення призводить відпуск при температурі 550°C, тому всі наступні дослідження проводилися для цієї температури відпуску [326, 327, 328, 329].

Ударна в'язкість сталі 40ХС після покращення (рис. 4.2) має досить високі значення: при кімнатній температурі випробування $KCU=1,3$ МДж/м², а при -40°C – 1,1 МДж/м². Окрихчувальна обробка приводить до значного зниження ударної в'язкості: при кімнатній температурі випробування для окрихченого стану $KCU=0,7$ МДж/м², тобто майже вдвічі нижче, ніж для в'язкого. Це співвідношення характерне для інших температур випробувань.

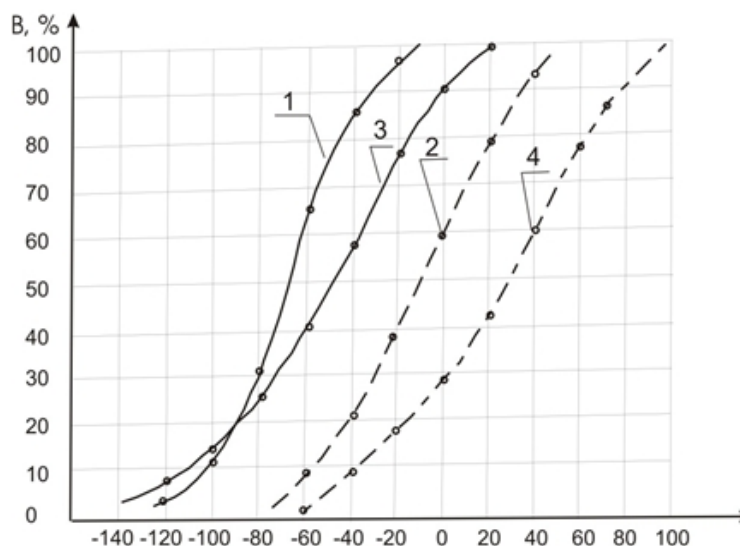
Зміщення порогу холодноламкості, визначене по відсотку в'язкої складової в зломі, складає 77°C.

В сталі 40Х ударна в'язкість після покращення навіть при 0°C зберігає високі значення (рис. 4.2) як у в'язкому, так і в окрихченому стані відповідно $KCU=1,5$ МДж/м² та $KCU=1,28$ МДж/м²). З пониженням температури випробування різниця в ударній в'язкості для в'язкого та окрихченого стану значно збільшується. Так, при -40°C для в'язкого стану $KCU = 1,46$ МДж/м², для окрихченого $KCU = 0,47$ МДж/м². При температурі випробування – для в'язкого стану нижче – 80°C, для окрихченого нижче 0°C ударна в'язкість

різко зменшується. Для окриженого стану при 0°C – $1,28\text{МДж/м}^2$, а при -40°C КСУ – $0,47\text{МДж/м}^2$. Зниження температури (для в'язкого стану нижче -120°C , для окриженого – нижче -40°C) сповільнює падіння ударної в'язкості. Зміщення порогу холодноламкості t_{50} в сторону підвищених температур складає 60°C .



а



б

Рис. 4.2. Залежність ударної в'язкості (а) та кількості в'язкої складової (б) в зломі сталей 40Х (1,2) та 40ХС (3,4), загартованих з температур 850°C (40Х) та 870°C (40ХС), від температури випробування; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрижений.

Аналіз результатів (рис. 4.2) показав, що серіальні криві ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталі 40ХС зміщені в бік підвищених температур відносно відповідних кривих сталі 40Х не тільки для окрихченого, але і для в'язкого стану, що говорить про більшу холодноламкість сталі 40ХС. Поруч з цим спостерігається збільшення схильності до зворотної відпускної крихкості сталі 40ХС в районі верхнього та середнього порогу холодноламкості. Зміщення порогу холодноламкості t_{90} , t_{50} , t_{10} для сталі 40Х складає 65°C, 60°C і 55°C, а для сталі 40ХС – 85°C, 70°C та 60°C відповідно. Слід відмітити, що при низьких температурах, а саме для окрихченого стану нижче – 60°C і для в'язкого нижче -100 °C, ударна в'язкість сталі 40ХС у 1,5...2 рази вище, ніж в сталі 40Х. Більша схильність до відпускної крихкості сталі 40ХС вказує на те, що в присутності хрому кремній сприяє окрихченню сталі при відпуску.

4.1.2. Роль кремнію та вуглецю в процесах окрихчення економнолегованих сталей.

Низька прогартуваність сталей 60, 65 (критичний діаметр $D_k=20$), які широко застосовують в машинобудуванні, не дає можливості використовувати їх для масивних виробів. Легування сталі кремнієм збільшує прогартуваність при гартуванні в маслі ($D_k=24...53$), що зумовлює можливість її застосування для важконавантажених пружин, торсіонних валів та інших деталей; ще більший критичний діаметр має сталь 60С2ХА, з якої виготовляють високонавантажені пружини великого розміру і ресори відповідального призначення. Термічна обробка виробів з цих сталей в деяких випадках включає відпуск і інтервалі температур відпускної крихкості. Тому в роботі досліджували вплив кремнію на окрихчення при відпуску та схильність вищезгаданих сталей до зворотної відпускної крихкості.

Механічні характеристики сталі 60С2, 60С2ХА та 60 після випробування на розтяг не відрізняються суттєво у в'язкому та окрихченому стані (табл. 4.2).

Діаграми розтягу досліджуваної сталі 60С2 приведені на рис. 4.3, розподіл локального звуження по довжині зразка на рис. 4.4. Як видно, криві деформації для в'язкого та окрихченого стану відрізняються. Для в'язкого і крихкого стану на діаграмі є зуб текучості.

Таблиця 4.2

Механічні властивості (характеристики) сталей 60С2, 60С2ХА та 60 після покращення

| Марка сталі | Стан сталі | σ_T , МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % |
|-------------|------------|------------------|------------------|--------------|------------|
| 60С2 | в'язкий | 735 | 918 | 15,26 | 58,6 |
| | окрихчений | 713 | 927 | 10,4 | 33,4 |
| 60С2ХА | в'язкий | 730 | 930 | 17 | 48 |
| | окрихчений | 738 | 943 | 12 | 30 |
| 60 | в'язкий | 600 | 860 | 27 | 56 |
| | окрихчений | 612 | 870 | 24 | 52 |

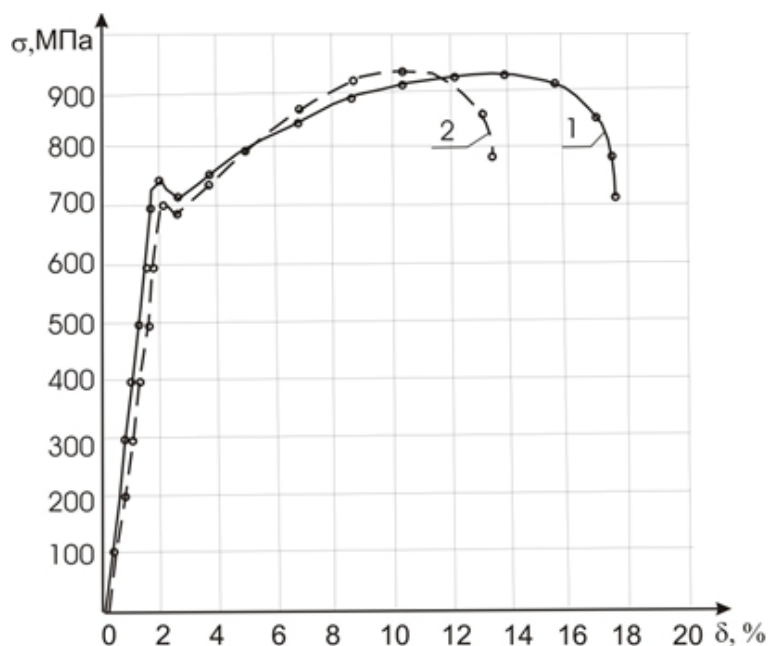


Рис. 4.3. Діаграми розтягу сталі 60С2 у в'язкому (1) та окрихченому (2) стані.

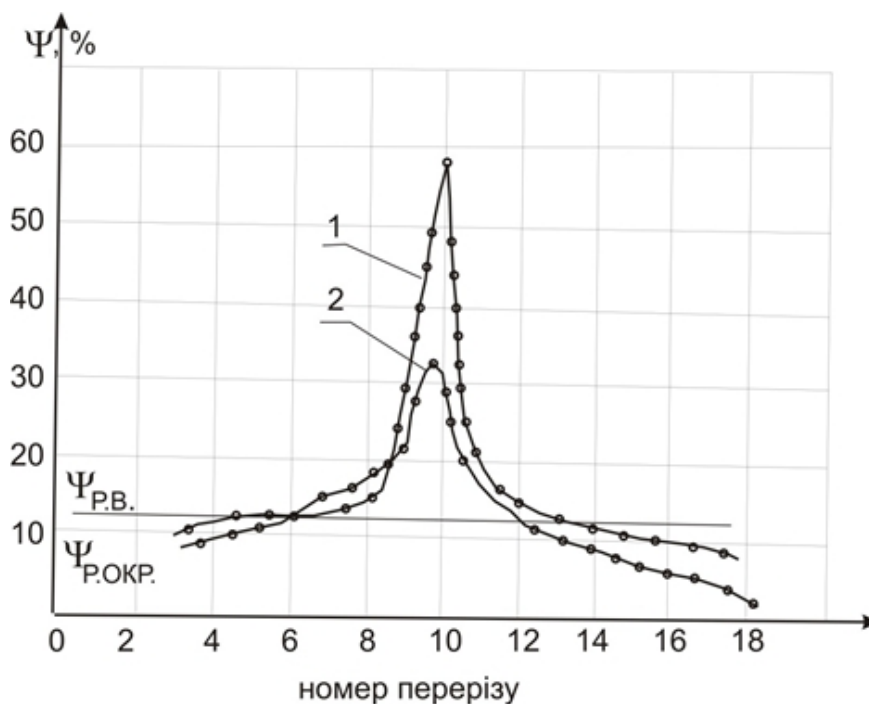


Рис. 4.4. Розподіл локального звуження по довжині зразка сталі 60С2 у в'язкому (1) та окрихченому (2) стані.

Характеристики пластичності δ , $\psi_{\text{рівн}}$, $\psi_{\text{зосер}}$ для сталі 60С2 в окрихченому стані значно нижчі, ніж у в'язкому, та найбільше відрізняється зосереджене звуження, отже ця характеристика є найбільш чутливою до виявлення відпускнуї крихкості.

Аналіз поверхонь руйнування після випробування на розтяг виявили значну різницю в будові макрозломів між в'язкими та окрихченими зразками сталі 60С2 по всіх ознаках: орієнтації поверхні руйнування, її макрогеометрії, ступеню пластичної деформації, кольору, блиску.

Розміщення площини руйнування на циліндричній частині зразка на розтяг сталі 60С2 для в'язкого зразка спостерігається в шийці, де є найбільше утонення, для окрихченого зразка – поза шийкою, що пов'язано з більшою здатністю окрихченого зразка до наклепу і більшим блокуванням дислокацій.

Так як механічні характеристики сталі 60С2, визначені при статичних випробуваннях, залежать від стану сталі (що пов'язано з здатністю сталі окрихчуватися при відпуску), представляло інтерес випробувати сталь на опір крихкому руйнуванню.

Схильність сталі 60С2 (рис. 4.5) до окрихчення при відпуску суттєво проявляється при кімнатній та вище неї температурах випробувань. Так, при кімнатній температурі ударна в'язкість в 1,5 разів менша, а кількість в'язкої складової в зломі окрихчених зразків в три рази менша, ніж у в'язких. З пониженням температури випробування ця різниця зменшується. Необхідно відмітити, що при низьких температурах зберігаються високі значення ударної в'язкості як для в'язкого, так і для окрихченого стану, в результаті чого криві мають сідлоподібний характер.

Збільшення часу витримки при окрихчувальному відпуску не впливає на схильність сталі 60С2 до зворотної відпускну крихкості. Зміщення порогу холодноламкості в сторону підвищених температур складає 37°C (рис. 4.5).

Сталь 60 мало схильна до відпускну крихкості (рис. 4.6). При кімнатній температурі випробування ударна в'язкість при окрихченні зменшується в 1,3 рази. Це співвідношення залишається і для інших температур випробування. Зміщення порогу холодноламкості t_{50} в бік підвищених температур при окрихченні складає 24°C.

Порівняння результатів випробувань на ударний згин сталей 60 та 60С2 показує (рис. 4.6), що сталь 60С2 більше схильна до відпускну крихкості, але ця різниця не є досить значною. Криві ударної в'язкості для в'язкого стану від кімнатної температури випробувань до -40°C сталей 60 і 60С2 співпадають. Вище кімнатної температури та нижче -40°C сталь 60С2 має більші значення ударної в'язкості, ніж сталь 60. В окрихченому стані серіальна крива сталі 60С2 зміщена відносно відповідної кривої сталі 60 в сторону підвищених температур. Поріг холодноламкості t_{50} для сталі 60С2 зміщується в сторону підвищених температур при окрихченні на 37°C, а для сталі 60 на 24°C. Отже, кремній у вуглецевій сталі не має значного негативного впливу при окрихченні.

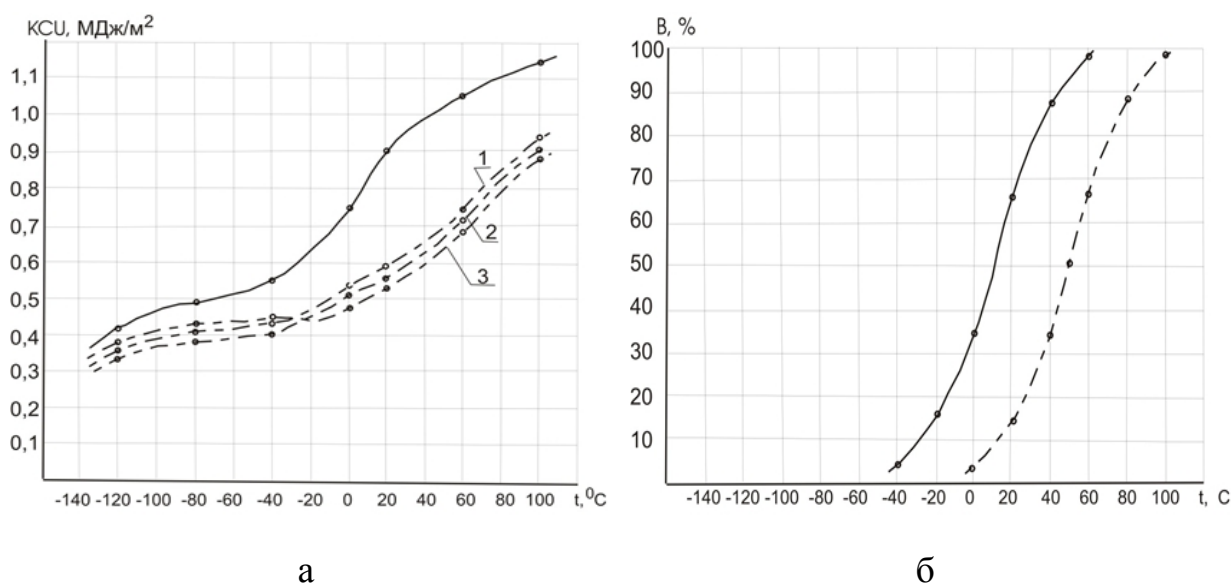
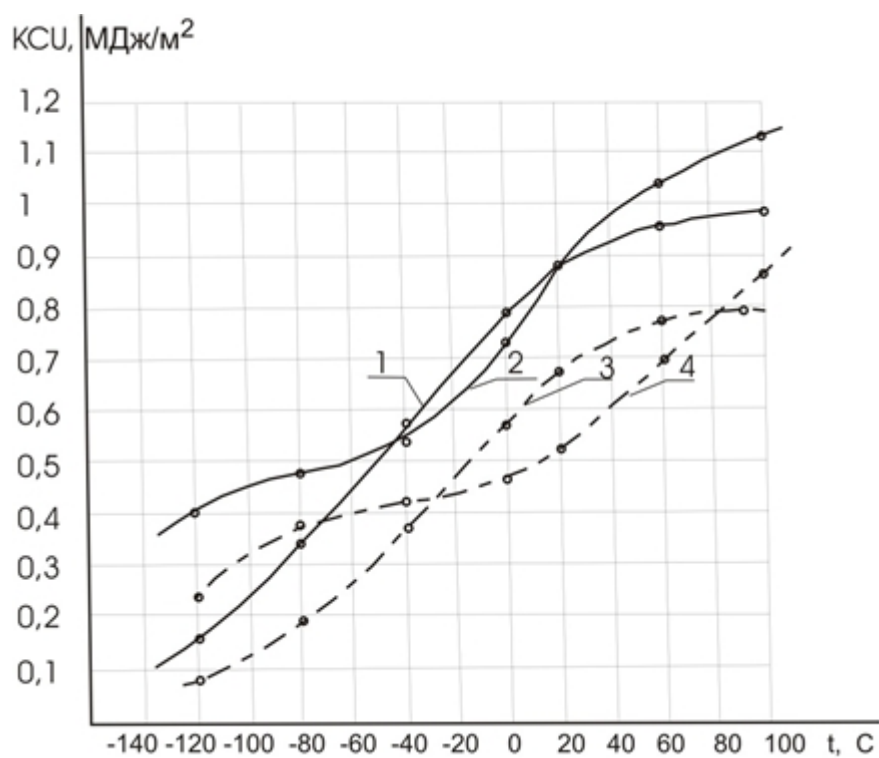


Рис. 4.5. Залежність ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталі 60C2, загартованої з температури 870°C, від температури випробування; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений. Тривалість окрихчуючого відпуску: 1 – 1 год.; 2 – 2 год.; 3 – 7 годин.

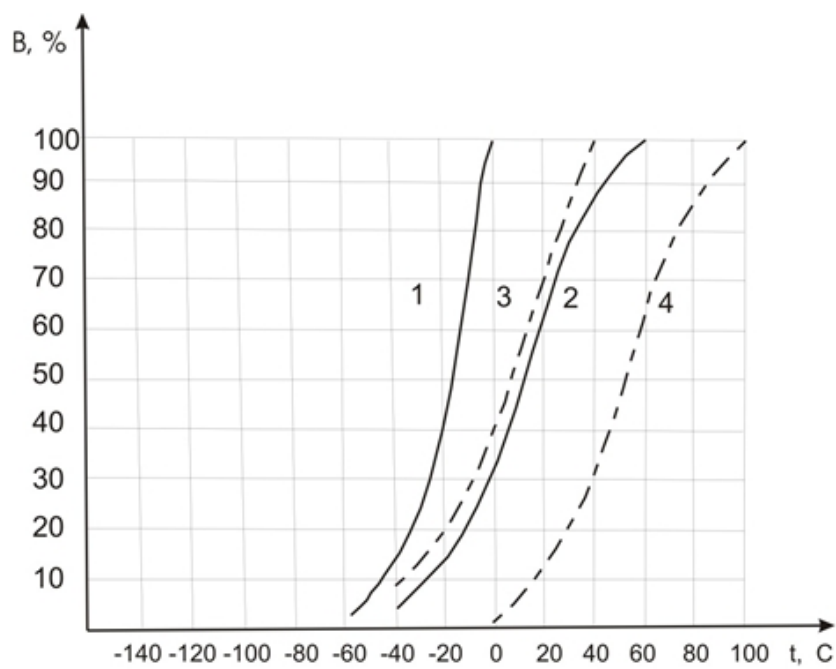
Як видно з рис. 4.7, окрихчувальний відпуск сталі 60C2ХА значно зміщує серіальні криві ударної в'язкості (більше в районі верхнього порогу холодноламкості) та кількості в'язкої складової в зломі в сторону підвищених температур, причому ударна в'язкість для окрихченого стану зменшується в 1,5 рази. При низьких температурах у в'язкому стані зберігаються досить високі значення ударної в'язкості. Зміщення порогу холодноламкості в сторону підвищених температур складає 77°C.

Порівняння сталей 60C2 та 60C2ХА дає можливість виявити вплив хрому на окрихчення. Як видно з рис. 4.7 крива холодноламкості сталі 60C2ХА у в'язкому стані розміщується нижче аналогічної кривої сталі 60C2 і ударна в'язкість її нижче у всьому інтервалі температур випробування, ніж сталі 60C2.

В окрихченому стані крива холодноламкості значно зміщується в сторону високих температур відносно аналогічної кривої сталі 60C2, знижується ударна в'язкість та кількість в'язкої складової в зломі. Тобто хром в присутності кремнію сприяє розвитку відпускнуї крихкості. Цікаво, що сталі з кремнієм при низьких температурах випробувань мають досить високі значення ударної в'язкості, що можна пояснити впливом кремнію.

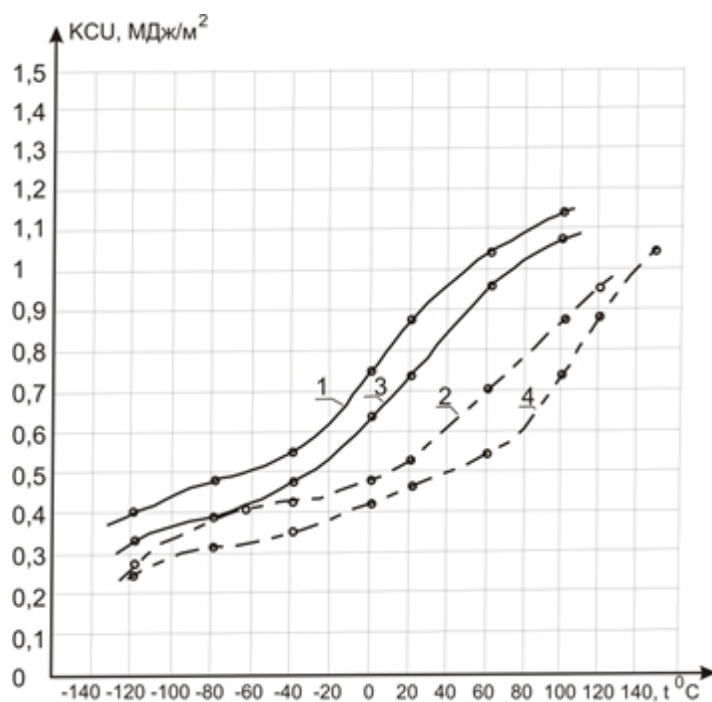


а

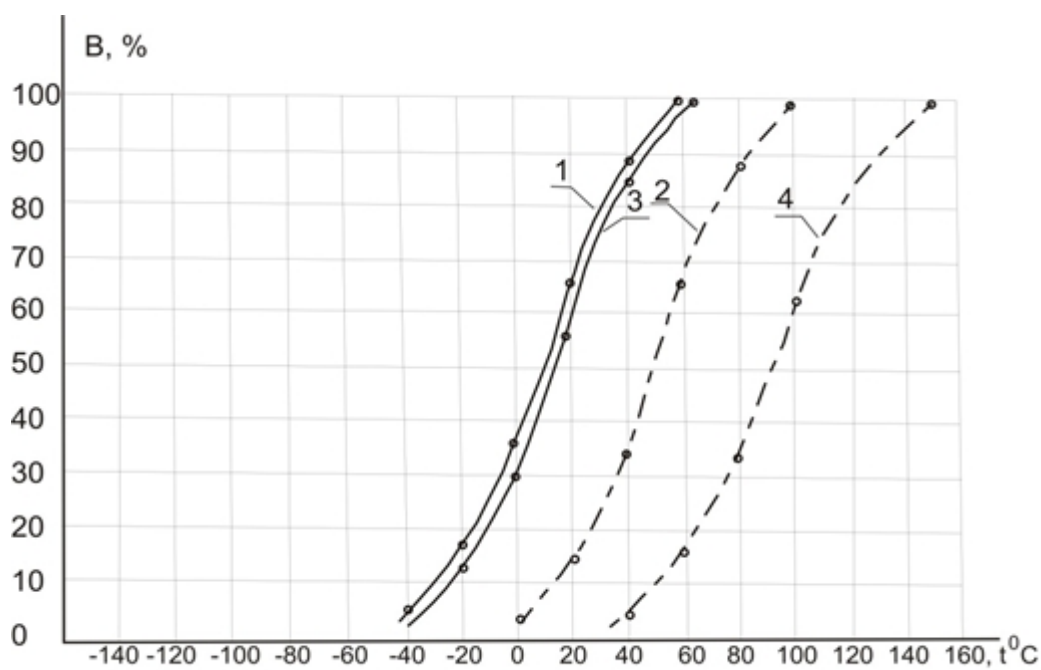


б

Рис. 4.6. Залежність ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталей 60 (1,3) та 60С2 (2,4), загартованих з температур 840°C (60) та 870°C (60С2), від температури випробування; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений.



а



б

Рис. 4.7. Залежність ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталей 60С2 (1,2) та 60С2ХА (3,4), загартованих з температури 870°С, від температури випробування. Суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений.

По відношенню до ударної в'язкості зразків сталі 60 в окрихченому стані ударна в'язкість аналогічних зразків сталі 60C2 зменшується на 26%, сталі 60C2XA на 39% при кімнатній температурі.

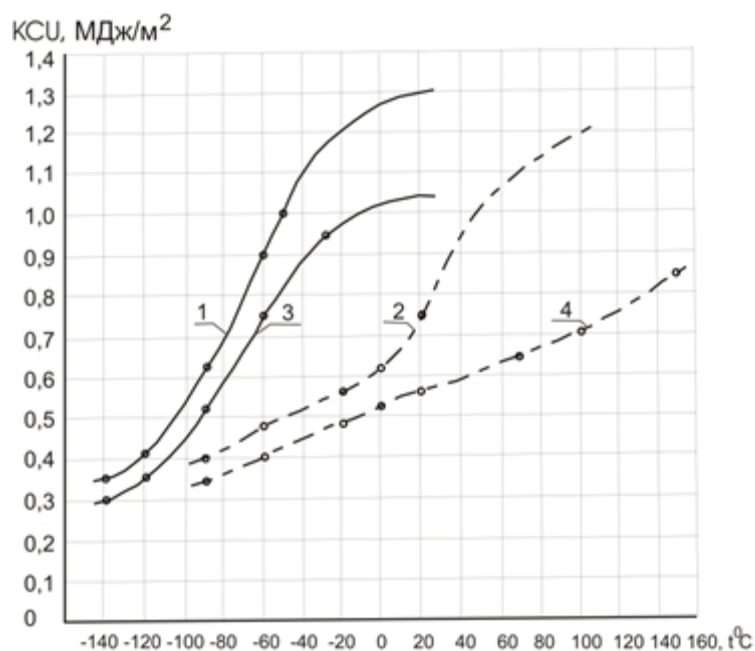
У в'язкому стані при кімнатній температурі ударна в'язкість сталей 60 і 60C2 однакова, а сталі 60C2XA менша на 20%.

Зміщення серіальної кривої кількості в'язкої складової в зломі сталі 60C2 у в'язкому стані відносно сталі 60 складає 28°C, тобто холодноламкість сталі 60C2 більша, ніж сталі 60 (рис. 4.6). Зміщення в сторону підвищених температур серіальної кривої в окрихченому стані сталі 60 складає 24°C, а сталі 60C2 – 37°C. Серіальна крива кількості в'язкої складової в зломі сталі 60C2XA практично співпадає з серіальною кривою сталі 60C2, а в окрихченому стані зміщується в сторону підвищених температур на 77°C. Це свідчить, що холодноламкість сталі 60C2XA практично така, як і сталі 60C2, але сталь з хромом більше окрихчується при відпуску (рис. 4.7).

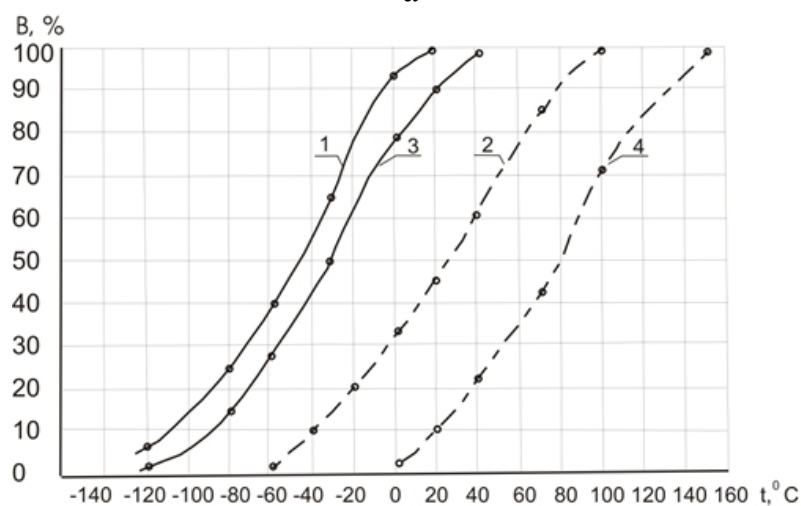
4.1.3. Вплив температури гартування на окрихчення при відпуску сталей 40XC, 60C2, 60C2XA.

З літературних джерел відомо, що при підвищенні температури гартування відбувається зменшення схильності сталей до відпускнуї крихкості [330, 331], що можна пояснити утворенням більш однорідного аустеніту та зменшенням дифузії фосфору до границь зерен аустеніту при більш високих температурах нагріву для гартування.

Підвищення температури гартування до 1070°C в сталі 40XC приводить до значного падіння ударної в'язкості вже у в'язкому стані і ще більше – в окрихченому. Відбувається зміщення кривих холодноламкості в сторону високих температур, особливо в районі верхнього та середнього порогу холодноламкості, збільшення ступеню окрихчення (рис. 4.8).



а

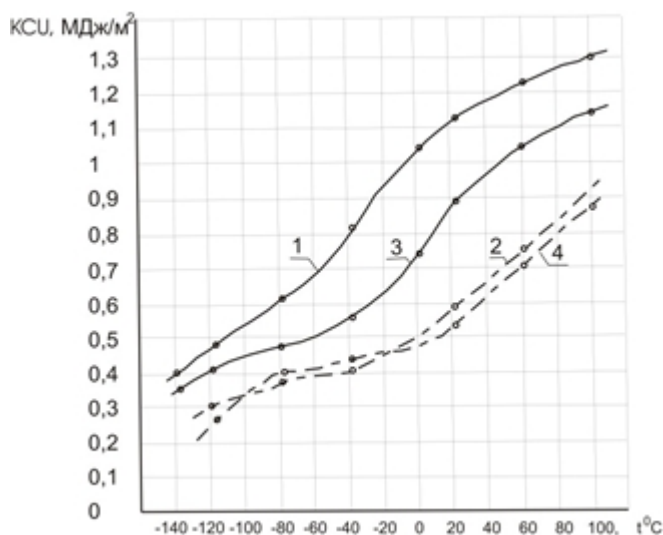


б

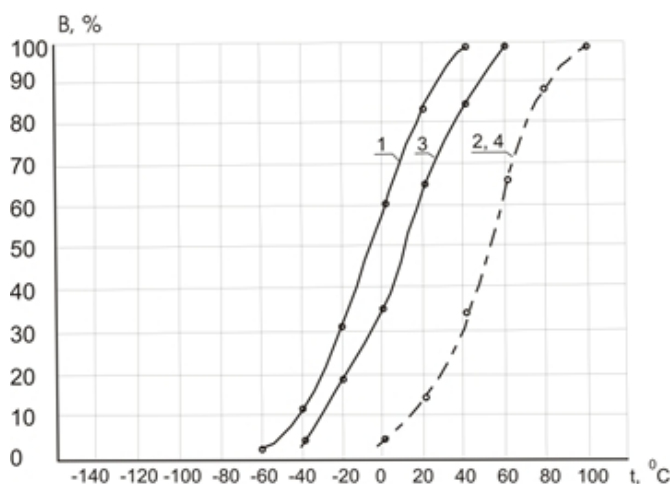
Рис. 4.8. Залежність ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталі 40XC від температури випробування: суцільна лінія - в'язкий стан, пунктирна - окрихчений стан; 1,2 – гартування з температури 870°C, 3,4 – гартування з температури 1070°C.

Після перегріву ударна в'язкість в'язких зразків при кімнатній температурі складає 1,05 МДж/м², в окрихченому – 0,57МДж/м², тобто майже вдвоє нижча. По відношенню до зразків, загартованих з нормальної температури, ударна в'язкість зразків, загартованих від температури 1070°C у в'язкому стані зменшується на 20%, в окрихченому стані по відношенню до окрихчених зразків, загартованих з нормальної температури – на 25%. Для зразків, загартованих з нормальної

температури, зміщення порогу холодноламкості, визначене по відсотку в'язкої складової в зломі, складає 77°C , а зразків, загартованих від температури $1070^{\circ}\text{C} - 110^{\circ}\text{C}$. Отже ця температури гартування підвищує холодноламкість та схильність сталі 40ХС до окрихчення при відпуску.



а



б

Рис. 4.9. Залежність ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі сталі 60С2, загартованої з температури 970°C (1,2) та температури 870°C (3,4), від температури випробування; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений.

Підвищення температури гартування сталі 60С2 до 970°C (рис. 4.9) приводить до підвищення ударної в'язкості та кількості в'язкої складової в зломі на всьому температурному інтервалі випробувань, зміщенню кривої холодноламкості для в'язкого стану в область низьких температур, що

узгоджується з літературними даними [332]. Проте ця температура гартування не впливає на ударну в'язкість та кількість в'язкої складової в окрихченому стані. Серіальні криві для окрихченого стану не зазнають змін. За рахунок зміщення серіальної кривої в область низьких температур Δt_{50} складає 57°C .

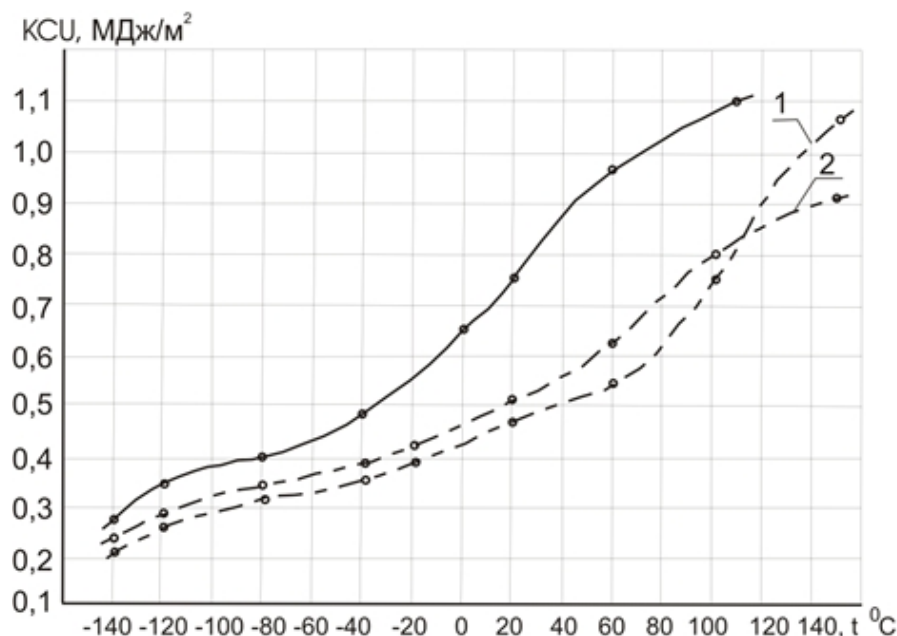


Рис. 4.10. Залежність ударної в'язкості сталі 60C2XA, загартованої з температури 870°C (1) та 970°C (2), від температури випробування, суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений.

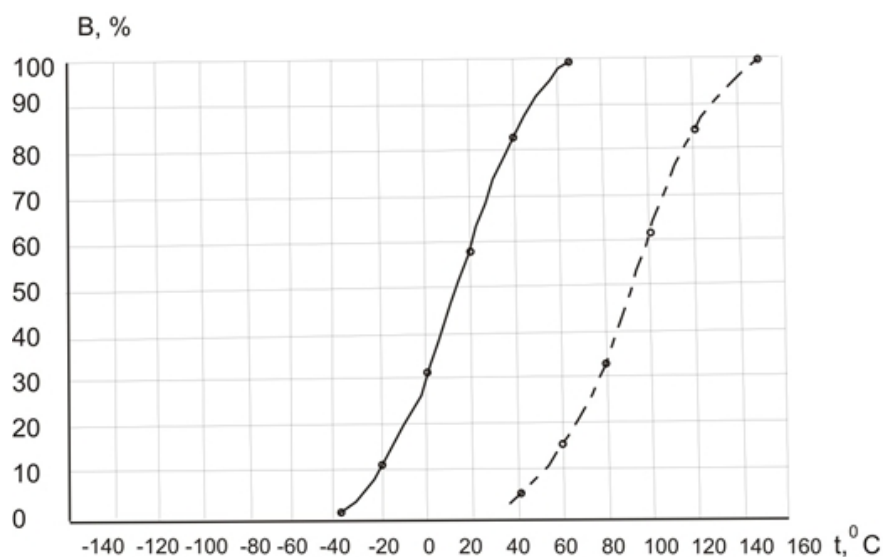


Рис. 4.11. Залежність кількості в'язкої складової в зломі сталі 60C2XA, загартованої з температури 870°C , у в'язкому (суцільна лінія) та окрихченому (пунктирна лінія) станах від температури випробування.

Ударна в'язкість сталі 60С2 у в'язкому стані зростає на 22%, поріг холодноламкості зміщується в сторону пониження температури на 20°C, в окрихченому стані положення серіальної кривої не змінюється, тому інтервал температур між t_{50} для в'язкого стану і для окрихченого стану складає 57°C.

Підвищення температури гартування до 970°C для сталі 60С2ХА не дало позитивних результатів. Крива холодноламкості для в'язкого стану не зазнала змін, а для окрихченого стану - незначно змістилися в область низьких температур (рис. 4.11).

Коли не відбувається росту зерна підвищення температури гартування сприяє збільшенню ударної в'язкості сталі у в'язкому стані.

4.2. Вплив умов відпуску на розподіл елементів в структурі і механізм руйнування досліджуваних сталей

4.2.1. Особливості будови зломів і характер розподілу елементів при відпуску в сталях, легованих кремнієм.

Злом є своєрідним відбитком, що відображає локальні умови процесу руйнування. Аналіз будови зломів є одним з найважливіших засобів вивчення причин, характеру та кінетики процесів руйнування.

Характер руйнування в'язких зразків сталі 40ХС, загартованих з нормальної температури квазівідкольний (65%), в той же час в зломі зустрічаються в'язкі тяжі (10%) та незначна кількість міжзеренного крихкого руйнування (5%). Квазівідкол орієнтований по зерну, характеризується наявністю дрібних елементів злому (рис. 4.12 а, табл. 4.3). Спостерігається значна макродеформація по елементах поверхні злому. Окрихчуючий відпуск сприяє збільшенню кількості міжзеренного руйнування до 55%, квазівідкольне руйнування займає 40%, мікров'язке – 5% поверхні злому (рис. 4.12 б, табл. 4.3).

Дослідження в'язких зразків після випробування при температурі – 30°C показало, що в зломах спостерігаються різновеликі ділянки, переважна більшість яких є дрібним, рівновісним (рис. 4.12). Така будова

злома характерна для в'язкого руйнування. Пониження температури випробування до -196°C приводить до зміни характеру руйнування, появи транскристалітного руйнування з гребенями відриву. При температурі випробування -196°C в'язкий зразок руйнується з наявністю пластичної деформації.

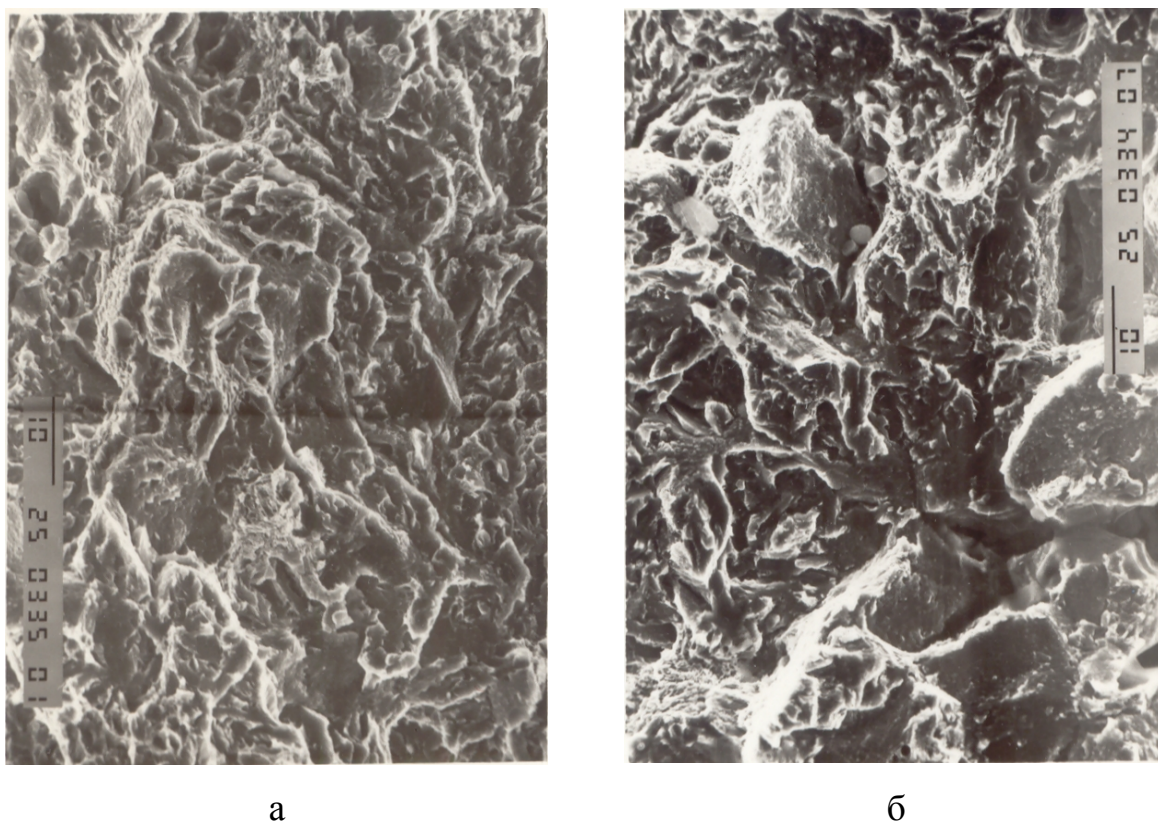
Характер руйнування в'язких зразків сталі 40X, загартованих з нормальної температури квазівідкольний. Це свідчить про те, що процес руйнування підготовлений пластичною деформацією, яка виявляється у хвилястості гребенів і сходинок, утворені вироджених коміркових угруповань і, зрештою, в появі колоній комірок. В'язкі зразки містять біля 18% мікрів'язкового руйнування та біля 5% міжзеренного (табл. 4.3). В окрихченому стані кількість міжзеренного руйнування зростає до 45% за рахунок зменшення квазівідкольного (рис. 4.13, табл. 4.3) та частково мікрів'язкового руйнування. Порівняння характеру руйнування сталі 40X і 40XC у в'язкому і окрихченому стані показує, що вплив кремнію виявляється в зменшенні частки в'язкої складової злому у в'язких зразках і в збільшенні частки міжзеренного руйнування в окрихчених зразках.

З метою вивчення причин утворення та збільшення кількості міжзеренного руйнування злomu зразків сталей досліджували на електронному мікроскопі, що дозволило спостерігати розподіл легуючих елементів на поверхні злomu. Дослідження в'язких та окрихчених зразків сталі 40XC, загартованих з нормальної температури показало, що сегрегації хрому та кремнію спостерігаються як в окрихчених, так і в в'язких зразках [333, 334].

На поверхні в'язкого зразка сегрегації хрому розподілені рівномірно, в основному на квазівідкольних ділянках злomu та менше на міжзеренних (рис. 4.14). На поверхні злomu окрихченого зразка спостерігаються значно більші сегрегації хрому, які розміщені, в основному, на міжзеренних поверхнях і менше на квазівідкольних (рис. 4.15). Сегрегації кремнію спостерігаються у в'язких зразках на квазівідкольних ділянках руйнування (рис. 4.14), в окрихчених – сегрегації

кремнію значно більші і знаходяться як на квазівідкольних, так і на міжзеренних ділянках руйнування.

Дослідження сталі 40Х показали, що на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків (рис. 4.16) спостерігаються значні сегрегації хрому та невеликі сегрегації марганцю, причому ділянки сегрегацій цих елементів співпадають, тобто сегрегації хрому у марганцю знаходяться поруч. З порівняння сегрегацій хрому на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків сталей 40Х та 40ХС видно, що в сталі 40ХС спостерігаються значно більші сегрегації хрому (рис. 4.15, рис. 4.16). Отже, в присутності кремнію відбуваються значно інтенсивніші сегрегаційні процеси в сталі 40ХС, ніж в сталі 40Х. Водночас з сегрегаціями хрому спостерігаються також сегрегації самого кремнію.



а

б

Рис. 4.12. Фрактограми сталі 40ХС у в'язкому (а) і окрихченому (б) станах.

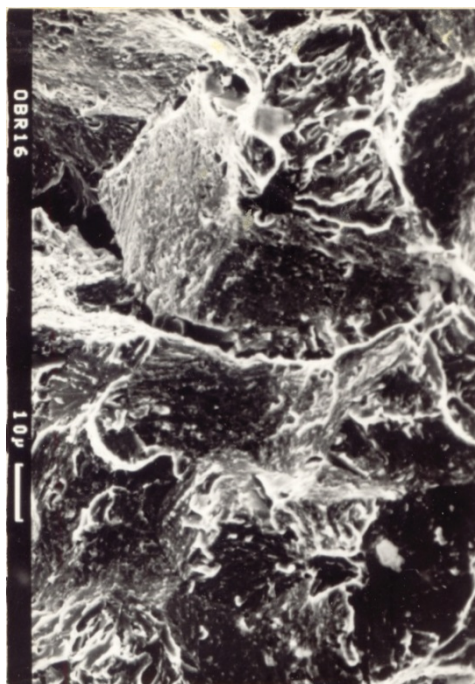
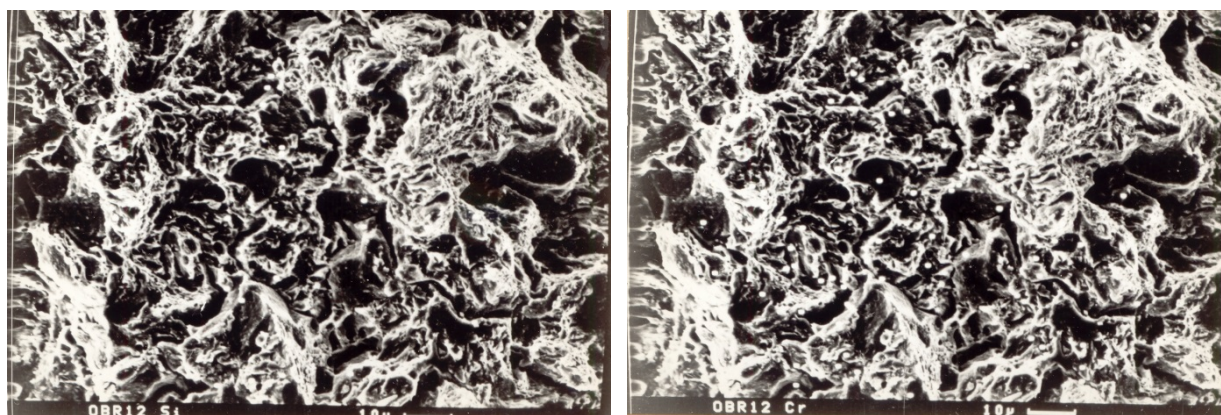


Рис. 4.13. Фрактограма сталі 40Х в окрихченому стані, загартованої з температури 870°C.

Таблиця 4.3.

Вплив термічної обробки на характер руйнування досліджуваних сталей

| Марка сталі | Температура гартування, °C | Стан сталі | t ₅₀ , °C | Мікромеханізм руйнування | | |
|-------------|----------------------------|-----------------|----------------------|--------------------------|------------|-------------|
| | | | | квазівідкол | міжзеренне | мікров'язке |
| 40ХС | 870 | в'язкий окрихч. | -47 | 85 | 5 | 10 |
| | | | 30 | 40 | 55 | 5 |
| | 1070 | в'язкий окрихч. | -40 | 65 | 25 | 10 |
| | | | 70 | - | 100 | - |
| 40Х | 870 | в'язкий окрихч. | -67 | 77 | 5 | 18 |
| | | | -7 | 47 | 45 | 8 |
| 60С2 | 870 | в'язкий окрихч. | 13 | 75 | 15 | 10 |
| | | | 50 | 45 | 45 | 10 |
| | 970 | в'язкий окрихч. | -7 | 75 | 10 | 15 |
| | | | 50 | 20 | 65 | 15 |
| 60С2ХА | 870 | в'язкий окрихч. | 13 | 65 | 30 | 5 |
| | | | 90 | 10 | 85 | 5 |
| | 970 | в'язкий окрихч. | 13 | 45 | 10 | 45 |
| | | | 90 | 10 | 90 | - |
| 60 | 870 | в'язкий окрихч. | -17 | 70 | - | 30 |
| | | | 7 | 85 | - | 15 |



а

б

Рис. 4.14. Розподіл кремнію і хрому на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 40XC, загартованих з температури 870°C.

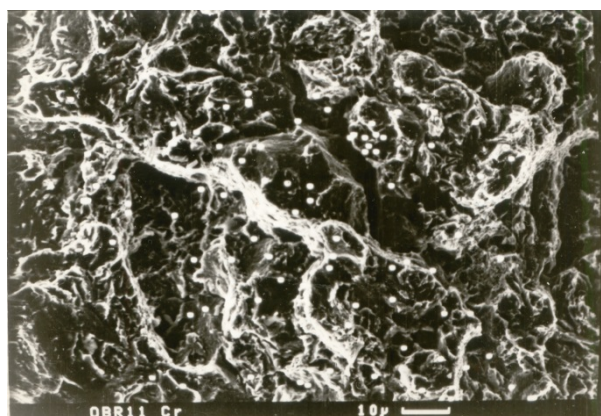
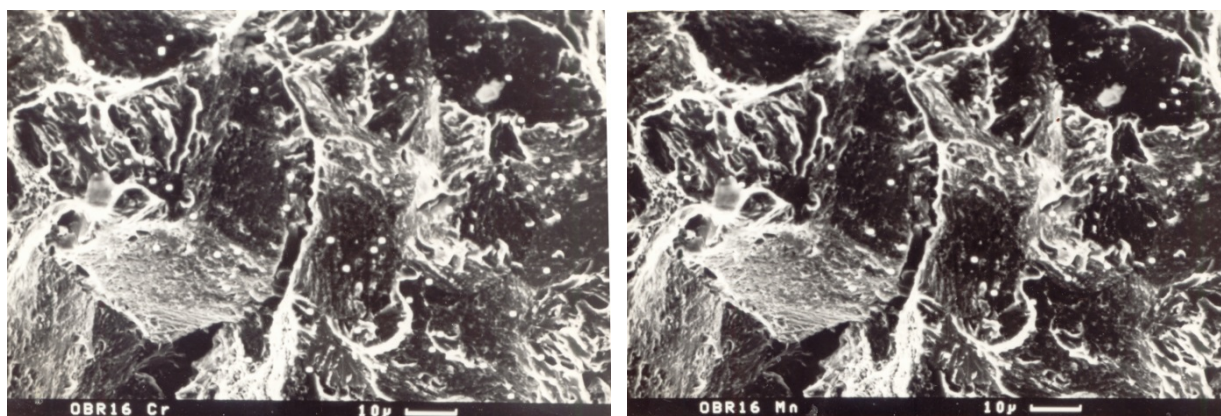


Рис. 4.15. Розподіл хрому на поверхнях руйнування окрихчених зразків сталі 40XC, загартованої з температури 870°C.



а

б

Рис. 4.16. Розподіл хрому та марганцю на поверхні руйнування сталі 40X в окрихченому стані.

З метою встановлення характеру розподілу домішкових елементів в сталі проводили дослідження поверхонь зломів з допомогою оже-електронної спектроскопії. Результати досліджень показали, що в спектрі, отриманому з ділянок мікрров'язкового руйнування в'язкого зразка сталі 40Х присутні сегрегації кисню, а окрихченого – вуглецю, азоту, кисню. В спектрах, отриманих з аналогічних ділянок в'язкого зразка сталі 40ХС, спостерігаються сегрегації сірки, вуглецю, кисню, також кремнію, вуглецю, хрому, кисню; окрихченого зразка – сегрегації вуглецю, кремнію, кисню (рис. 4.17, рис. 4.18).

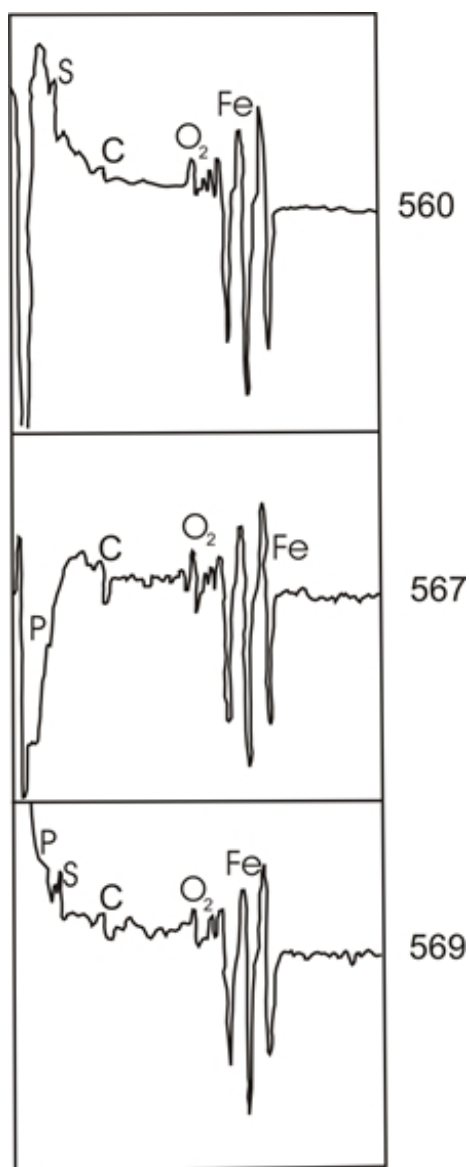


Рис. 4.17. Спектри оже-електронів поверхні злому сталі 40ХС, загартованої від 970°C (560) і 1070°C (567, 569) в окрихченому стані.

Міжзеренні поверхні окрихчених зразків сталі 40ХС містять сегрегації кремнію, фосфору, вуглецю, кисню, хрому (рис. 4.18) в той час, як міжзеренні поверхні в'язких зразків містять сегрегації вуглецю, кисню, сірки і не містять сегрегацій кремнію.

Розподіл кремнію в сталі 40ХС, отриманий з допомогою оже-спектроскопії, повністю підтверджує картину розподілу кремнію в сталі, отриману з допомогою електронного мікроскопу.

Присутність кремнію в сталі 40ХС активізує сегрегаційні процеси, особливо в окрихчених зразках та призводить до сегрегації самого кремнію.

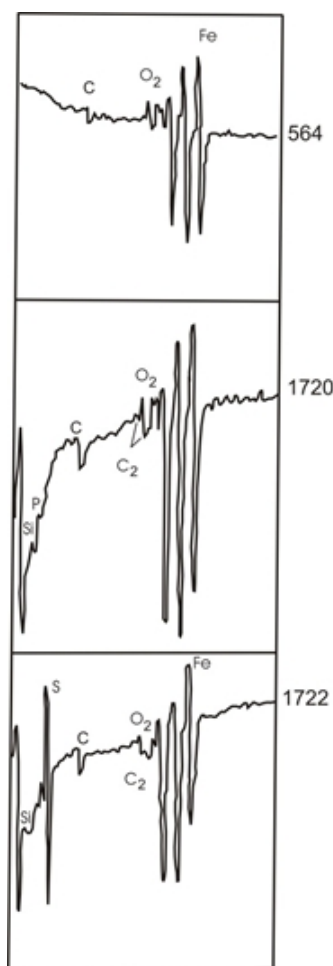


Рис. 4.18. Спектри оже-електронів поверхні злому сталі 40ХС (гартування від 970°C+відпуск 600°C+відпуск 550°C), отримані з ділянок транскристалітного (564), міжзеренного (1720) і мікрів'язкого (1722) руйнування.

4.2.2. Вплив вуглецю на механізм руйнування та розподіл елементів при відпуску в кремнистих сталях.

Дослідження перерозподілу легуючих та домішкових елементів в процесі відпуску легованих сталей, їх вплив на механізм руйнування набуває важливого значення. Розуміння основних закономірностей багатокomпонентної адсорбції, фізичної природи пониження міжзеренної когезії необхідно для пошуку шляхів усунення інтеркристалітного руйнування.

Як показали фрактографічні дослідження сталі 60C2 окрихчувальний відпуск суттєво впливає на зміну характеру руйнування.

Руйнування в'язких зразків є квазівідкольне (~75%), язички відриву дрібні, характерна присутність в'язких тяжів (~10%), спостерігається біля 15% міжзеренного руйнування без чіткої огранки, з слідами пластичної деформації (рис. 4.19, а). що можна пов'язати з впливом кремнію (табл. 4.3).

Після окрихчувального відпуску основним механізмом руйнування стає міжзеренне крихке, кількість якого складає біля 45% та квазівідкол. Наявність дрібних елементів руйнування пов'язано з розміром зерна.

В зломі присутні в'язкі тяжі, спостерігається багато вторинних тріщин (табл. 4.3, рис. 4.19, б, в, г).

Відкольне руйнування підсилюється міжзеренним крихким, що характерно для відпускної крихкості. Гладкі грані міжзеренного крихкого руйнування свідчать про низьку роботу поширення тріщини. Зустрічаються сліди транскристалітного руйнування та квазівідколу. Це вказує на особливий стан границь зерна, який можна пояснити впливом

домішок (P, S, N, O), що сегрегують до границь зерен, послаблюючи міжзеренний зв'язок.

Зеренна огранка квазівідкольного руйнування може бути зв'язана з присутністю на границі вуглецю. На поверхні злому спостерігаються ділянки квазівідколу з великою кількістю вторинних мікротріщин. Характер руйнування підтверджує, що при вторинному відпуску з повільним охолодженням посилюється окрихчуючий вплив і енергоємність руйнування зменшується.

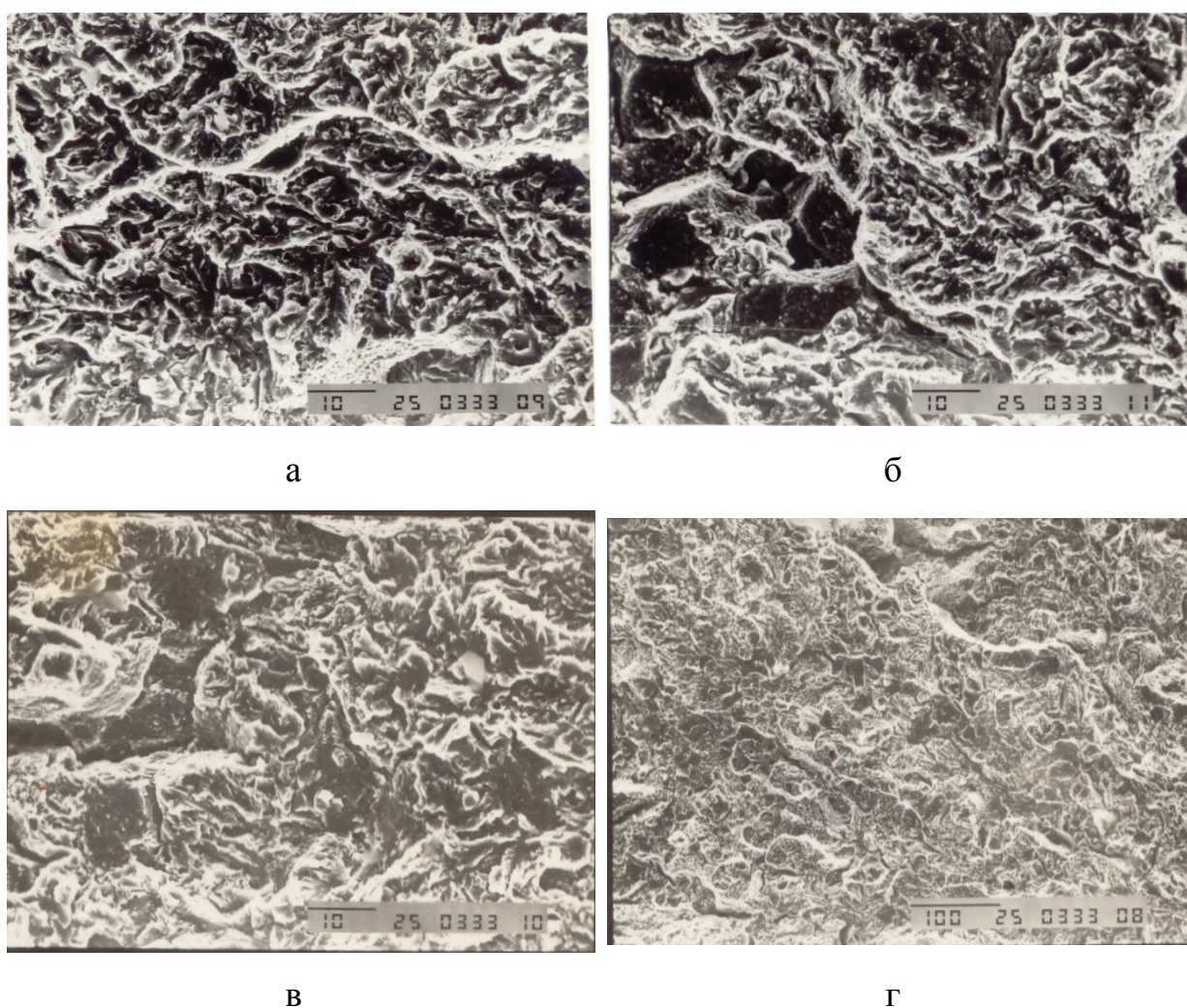


Рис. 4.19. Фрактограми ударних зразків сталі 60C2 у окрихченому стані, загартованих з нормальної температури.

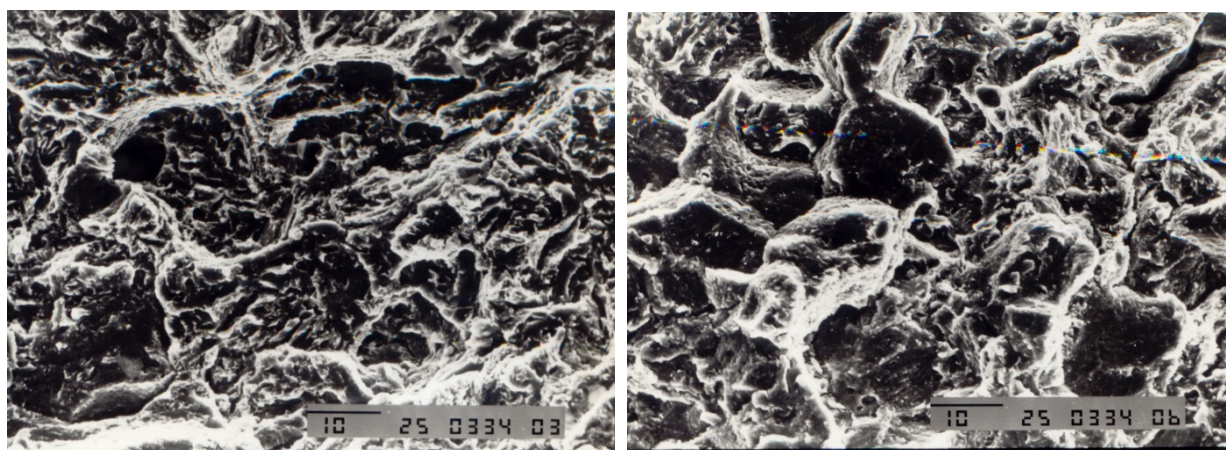
Наявність гладких граней зумовлена тим, що не забезпечена повнота дифузійних процесів, зокрема, рухомість атомів кремнію мала.

Злом в'язких зразків сталі 60С2ХА, загартованих з нормальної температури в основному є транскристалітний (~65%). Міжзеренне крихке руйнування складає біля 30% та мікров'язке – біля 5% (рис. 4.20, а,б; табл. 4.3).

Порівняно до зломів зразків сталі 60С2 (рис. 4.19) в сталі 60С2ХА зростає в 2 рази кількість міжзеренного руйнування за рахунок зменшення транскристалітного. Причому міжзеренне зі слідами пластичної деформації змінюється міжзеренним крихким.

Після окрихчувального відпуску сталі 60С2ХА кількість міжзеренного руйнування зростає до 85%. Руйнування стає цілком класичним міжзеренним крихким, спостерігаються окремі грані квазівідколу (~10%) та невелика кількість мікров'язкого (~5%) (рис. 4.20; табл. 4.3). В окрихченому стані сталі 60С2ХА кількість міжзеренного руйнування збільшується майже вдвічі порівняно зі сталлю 60С2 за рахунок зменшення квазівідкольного та мікров'язкового руйнування, що зумовлює більшу схильність до окрихчення при відпуску.

Слід відмітити, що в нелегованій сталі (сталь 60) руйнування транскристалітне та мікров'язке; в окрихчених зразках зростає кількість відкольного руйнування за рахунок зменшення мікров'язкого (табл.4.3).



а

б

Рис. 4.20. Фрактограми ударних зразків в сталі 60С2ХА, загартованих з нормальної температури у в'язкому (а) та окрихченому (б) стані.

Отже, присутність кремнію в сталі 60С2 спричиняє появу у в'язкому стані невеликої кількості (15%) міжзеренного руйнування, в окрихченому – значної кількості (45%) крихкого міжзеренного руйнування.

Підвищений вміст кремнію та вуглецю приводить до збільшення відсотку міжзеренного руйнування як у в'язкому, так і окрихченому стані. Так в сталі 40ХС частка міжзеренного руйнування складає 10% у в'язкому стані і 55%, окрихченому стані, а в сталі 60С2ХА відповідно 30% і 85%.

Дослідження сталі 60С2 з допомогою електронного мікроскопу показало, що на квазівідкольних поверхнях зломів в'язких зразків статистично рівномірно розміщуються сегрегації кремнію та марганцю (рис.4.21).

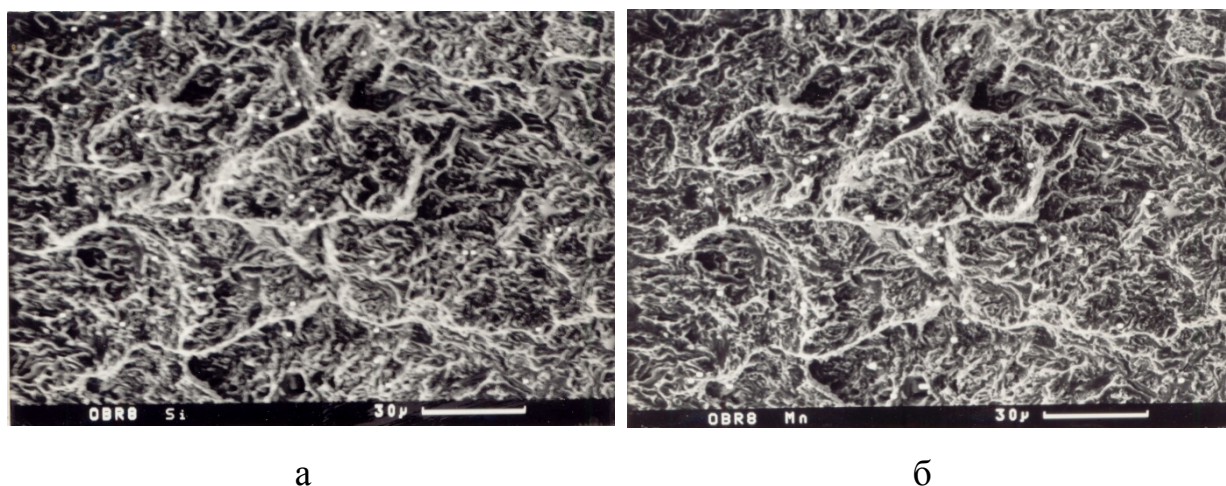


Рис.4.21. Розподіл кремнію та марганцю на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 60С2, загартованих з нормальної температури.

В окрихчених зразках сегрегації кремнію та марганцю розміщуються статистично нерівномірно і спостерігаються на окремих ділянках міжзеренного руйнування та на ділянках переходу від міжзеренного до квазівідкольного руйнування. Локальні об'єми, збагачені кремнієм та марганцем співпадають, сегрегації марганцю та кремнію в них знаходяться поруч. Сегрегації кремнію в окрихчених зразках спостерігаються також у вигляді ланцюжків, які розміщені, як можна припустити, на потрійних стиках поверхонь поділу зерен. В сталі 60С2 сегрегація кремнію проходить не на всій великокутовій поверхонь поділу, а в окремих об'ємах з меншою енергією активізації дифузії.

Отже, послаблення міжзеренного зв'язку сталі 60С2 полегшується утворенням сегрегацій кремнію на потрійних стиках поверхонь поділу зерен і окремих ділянках міжзеренного руйнування та марганцю на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків.

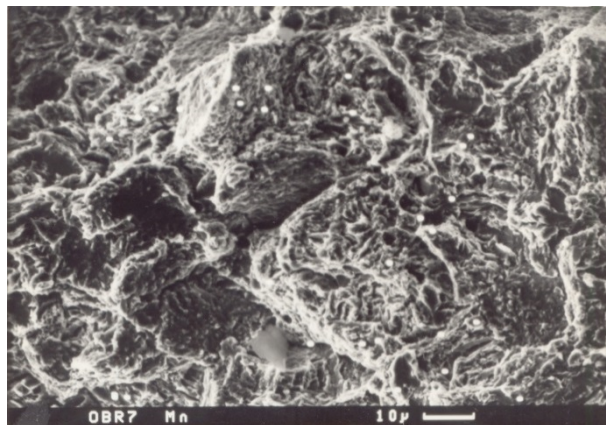
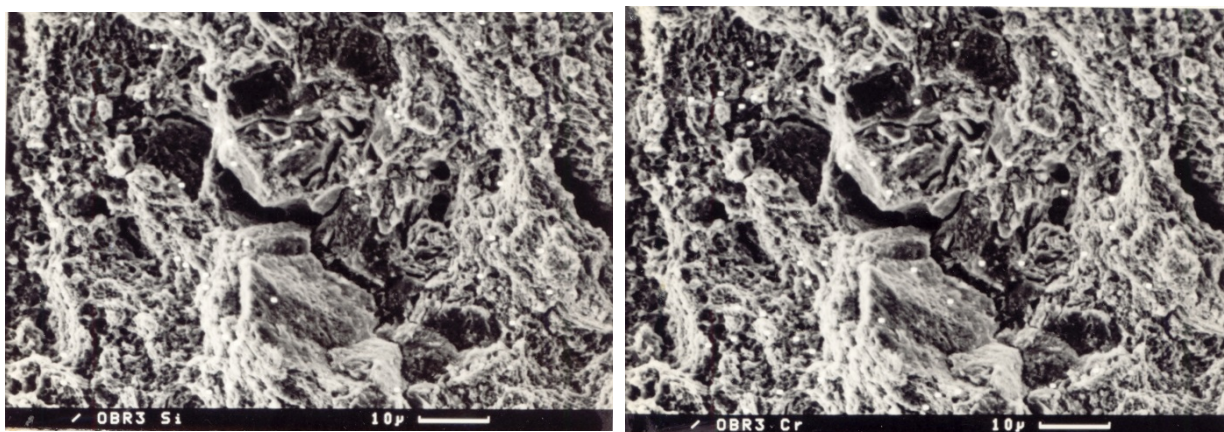


Рис.4.22. Розподіл марганцю на поверхні руйнування окрихчених зразків сталі 60С2, загартованих з температури 870°C.

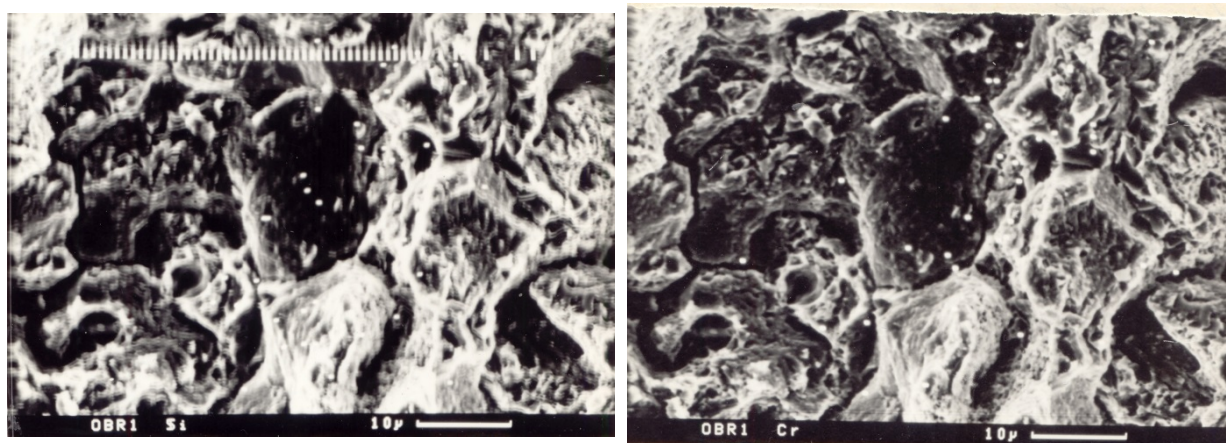


а

б

Рис.4.23. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 60С2ХА, загартованих з температури 870°C.

Дослідження зломів зразків сталі 60С2ХА, загартованих з нормальної температури, у в'язкому стані показало, що області, збагачені кремнієм, спостерігаються на ділянках квазівідкольного руйнування, в області збагачені хромом – як на ділянках квазівідкольного, так і на поверхнях міжзеренного руйнування (рис. 4.23).



а

б

Рис. 4.24. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування окрихчених зразків сталі 60С2ХА, загартованих з температури 870°С.

В окрихченому стані сегрегації кремнію розміщуються як на квазівідкольних ділянках злому, так і на міжзеренних поверхнях. Хром є присутній в більшості на міжзеренних поверхнях (рис. 4.24).

Таким чином, в присутності хрому сегрегації кремнію в окрихчених зразках з'являються не тільки на квазівідкольних ділянках, але і на міжзеренних.

Дослідження оже-спектрів сталі 60 показали, що у спектрі, отриманому із ділянок мікрів'язкового руйнування в'язкого зразка відсутні будь-які піки, а на спектрі ділянки транскристалітного руйнування окрихченого зразка спостерігаються незначні піки вуглецю та кисню. Невелике окрихчення цієї сталі відповідає незначним сегрегаціям вуглецю та кисню на поверхні руйнування окрихчених зразків.

В оже-спектрах ділянок міжзеренних зломів окрихчених зразків сталі 60С2ХА спостерігаються піки кремнію, вуглецю, фосфору, азоту, кисню (табл.4.4, сп.290; сп.288). Сегрегації кремнію на цих ділянках в 1,5...2 рази, а вуглецю в 3...4 рази більші, ніж на ділянках мікрів'язкового руйнування в'язких зразків. На міжзеренній поверхні в'язкого зразка відсутні сегрегації кремнію та фосфору, які містяться на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків, а присутні сегрегації вуглецю та кисню.

Порівняно до оже-спектрів міжзеренних поверхонь окрихчених зразків сталі 40ХС (рис. 4.18) в спектрі 60С2ХА (табл.4.4) спостерігаються більші сегрегації кремнію, фосфору, вуглецю та з'являються сегрегації азоту.

Отже, підвищений вміст вуглецю та кремнію в присутності хрому спричинює більші сегрегації на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків цих елементів. Це зумовлює інтеркристалітне руйнування окрихчених зразків сталі 60С2ХА.

Таблиця 4.4

Вміст елементів на поверхнях руйнування досліджуваних сталей

| Марка сталі, стан | Елем. структ. | Si, % | P, % | C, % | O ₂ , % | N ₂ , % | S, % | № спектра |
|----------------------|------------------|-------|------|------|--------------------|--------------------|------|--------------|
| 60С2ХА | Г.З | 21,6 | 6,7 | 14,6 | 1,8 | - | - | 288 |
| Гарт 870°С | Т. | 17,0 | 4,9 | 22,1 | 1,9 | 3,1 | - | 290 |
| Окрих. стан | | 13,3 | - | - | 2,3 | - | - | 293 |
| 60С2ХА | Т+Г.З | 8,4 | 1,9 | 3,0 | 3,2 | - | - | 296 |
| Гарт.970°С | Г.З | 24,3 | 1,5 | 7,0 | 3,9 | - | 1,6 | 297 |
| Окрих. стан | Г.З | 15,3 | 2,9 | 7,0 | 4,9 | - | - | 298 |
| | Г.З | - | - | 6,8 | 7,9 | 4,3 | 18,0 | 299 |
| | Транс | 14,6 | 2,4 | 5,3 | 2,7 | - | - | 300 |
| 60С2 | МЗ | 8,8 | 1,9 | 8,3 | 2,7 | - | - | 1712 |
| Гарт. 970°С | Транс | 14,3 | - | 5,6 | 4,7 | - | - | 1713 |
| окрих. | Г.З | 8,6 | 0,7 | 7,3 | 4,3 | 1,5 | 13,4 | 1715 |
| | Г.З | - | - | 4,3 | 12,2 | 1,6 | 2,7 | 1716 |
| | Г.З | 6,5 | - | 9,1 | 2,8 | - | - | 1717 |
| 60С2 | Транс | 14,4 | 0,7 | 5,6 | 2,9 | - | - | 1723 |
| Гарт. 970°С | Транс | 10,8 | 2,2 | 7,0 | 2,9 | - | - | 1724 |
| в'язк. | Транс | 9,6 | - | 3,7 | 5,5 | - | 0,8 | 1725 |
| | Матриця | 16,1 | - | 4,9 | 3,2 | - | - | 126 |
| | Матриця | 9,1 | - | 4,7 | 3,4 | 4,2 | - | 127 |
| | Частка | - | 1,7 | - | 64,7 | - | 17,8 | 128 |

4.2.3. Особливості мікромеханізму руйнування та розподілу елементів при відпуску сталей після гартування з підвищених температур.

Гартування конструкційної сталі з підвищених температур є доцільним при умові досягнення високих значень міцності і в'язкості. Нагрів сталі при гартуванні з підвищених температур супроводжується гомогенізацією аустеніту, що позитивно впливає на властивості сталі. В той же час при нагріванні відбувається ріст зерна, утворюється крупнозерниста або різнозерниста структура, що негативно впливає на властивості сталі.

При підвищенні температури гартування сталі 40ХС до 1070°C в зломах в'язких зразків спостерігаються гладкі крупні фасетки квазівідкольного руйнування на відміну від набагато дрібніших фасеток в зломах зразків, загартованих з температури 870°C (рис.4.25). Водночас змінюється співвідношення структурних складових злому. В зломах в'язких зразків зростає кількість міжзеренного руйнування до 25% за рахунок зменшення квазівідкольного руйнування (рис. 4.26, а, табл.4.3). Ще інтенсивніше зростає кількість міжзеренного руйнування в зломах окрихчених зразків, загартованих з температури 1070°C (рис. 4.27). Його кількість складає 100% воно стає класичним крихким міжзеренним руйнуванням з гладкою огранкою.

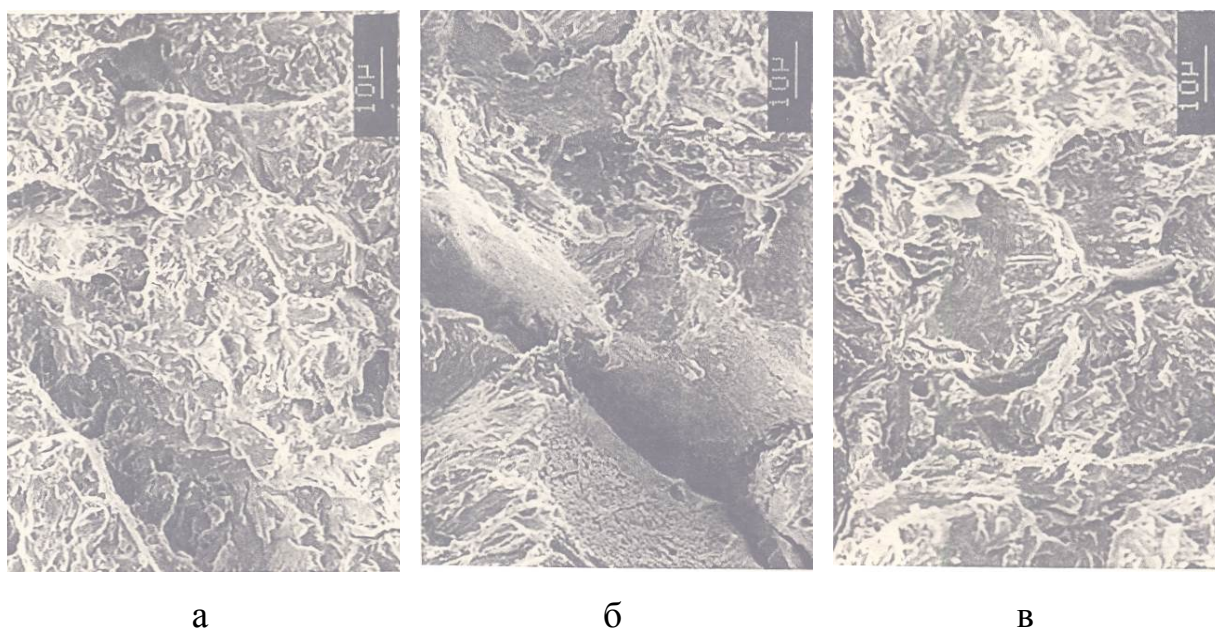


Рис. 4.25. Вплив температури гартування на характер руйнування в'язких зразків сталі 40XС при температурі випробування -196°C . Температура гартування: а – 870°C ; б, в – 1070°C .

Характер руйнування в'язких зразків сталі 60С2, загартованих з температури 970°C , залишається таким самим, як і загартованих з нормальної температури, тобто квазівідкольним ($\sim 75\%$) з наявністю в'язких тяжів ($\sim 15\%$) та невеликою кількістю ($\sim 10\%$) міжзеренного руйнування (рис. 4.28, а).

Після окрихчувального відпуску в зразках, загартованих з підвищеної температури частка міжзеренного руйнування збільшується до 65% (рис. 4.28, б); спостерігаються ділянки квазівідколу та в'язкі тяжі (табл. 4.3). Внаслідок більш повного протікання дифузійних та сегрегаційних процесів міжзеренний злом цих зразків більш однорідний; на поверхні зерен присутні включення, збагачені кремнієм і кальцієм розміром від 1 до 10 мкм (рис. 4.28, б). Ці включення не змінюють характер руйнування, він залишається міжзеренним крихким. Вплив окрихчувального відпуску визначається, як можна припустити, присутністю кремнію, як у вигляді сегрегацій, так і у вигляді включень, що виділилися окремо.

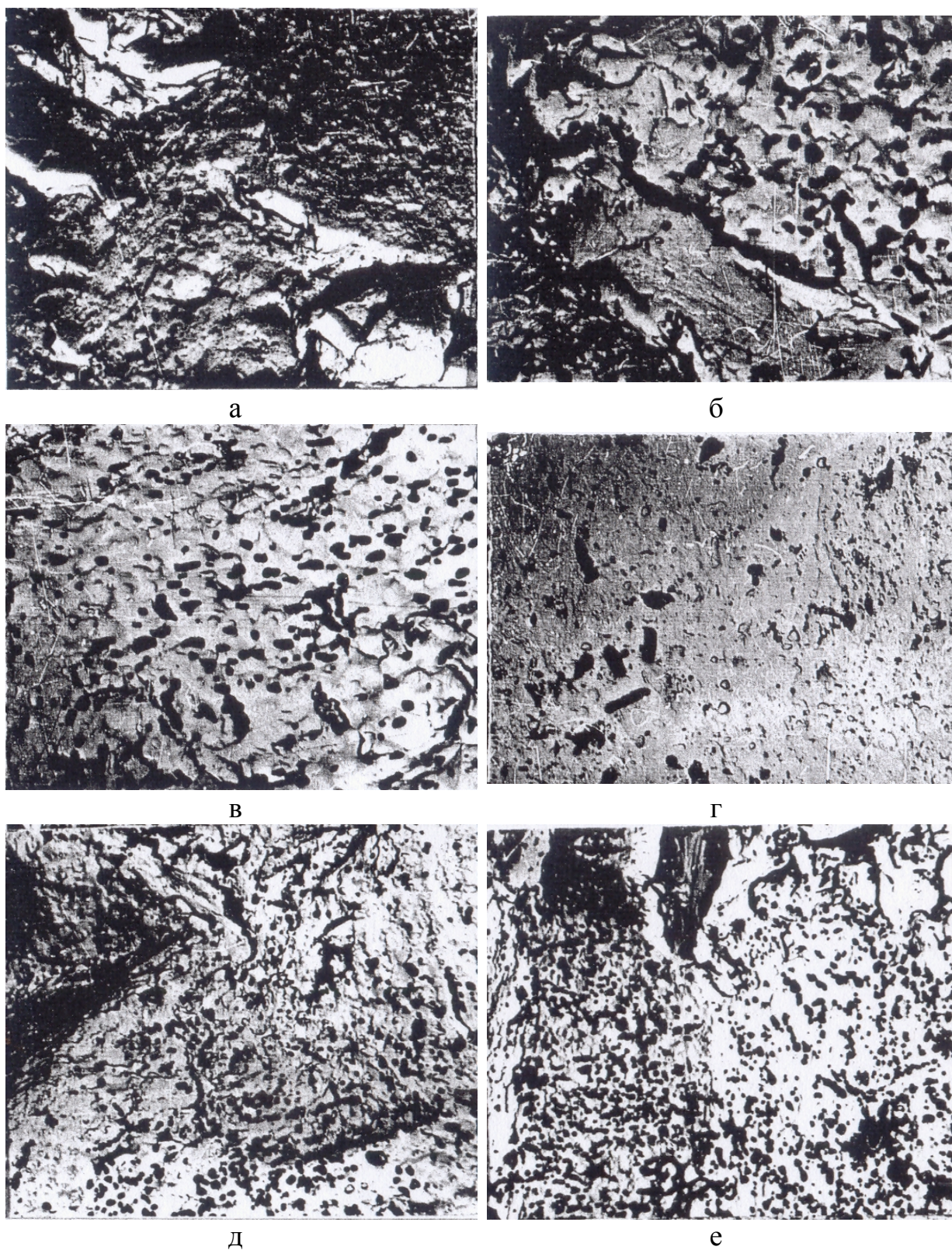


Рис. 4.26. Мікрофрактограми в'язких (а, б) та окрихчених (в, г, д, е) зразків сталі 40ХС, загартованих з температури 1070°C, випробуваних на ударний згин при температурі -196°C, x3500.

Електронно-мікроскопічне дослідження зразків сталі 60С2ХА у в'язкому стані показало, що підвищена температура гартування спричинює більш в'язкий злом порівняно з нормальною температурою гартування. Злом фрагментований, руйнування квазівідколом іде по тілу зерна, огранка якого при руйнування зберігається. Кількість міжзеренного руйнування зменшується до 10% (рис. 4.29 а, табл. 4.3). В зломах окрихчених зразків кількість міжзеренного руйнування збільшується до 90%. Окрихчуючий вплив відпуску супроводжується появою фасеток міжзеренного руйнування різного розміру (рис. 4.29 б, табл. 4.3).

Як показали результати досліджень на електронному мікроскопі "Кемскан" підвищена температура гартування активізує сегрегаційні процеси у в'язких та окрихчених зразках, причому в окрихчених зразках – більш інтенсивно. Для сталі 40ХС в зломах в'язких зразків, загартованих з температури 1070°C (рис. 4.30, рис. 4.31) спостерігаються значно більші сегрегації кремнію та хрому ніж в аналогічних зразках, загартованих з температури 870°C (рис. 4.14, рис. 4.15). Сегрегації розміщені статистично рівномірно: кремнію – на квазівідкольних ділянках злому, хрому – на всіх елементах злому. В окрихчених зразках сегрегації кремнію і хрому розподіляються статистично нерівномірно (рис. 4.21). Хром і кремній знаходяться на всіх елементах злому в більшій кількості, ніж в аналогічних зразках, загартованих з температури 870°C. Спостерігається ланцюжкове розміщення сегрегацій хрому.

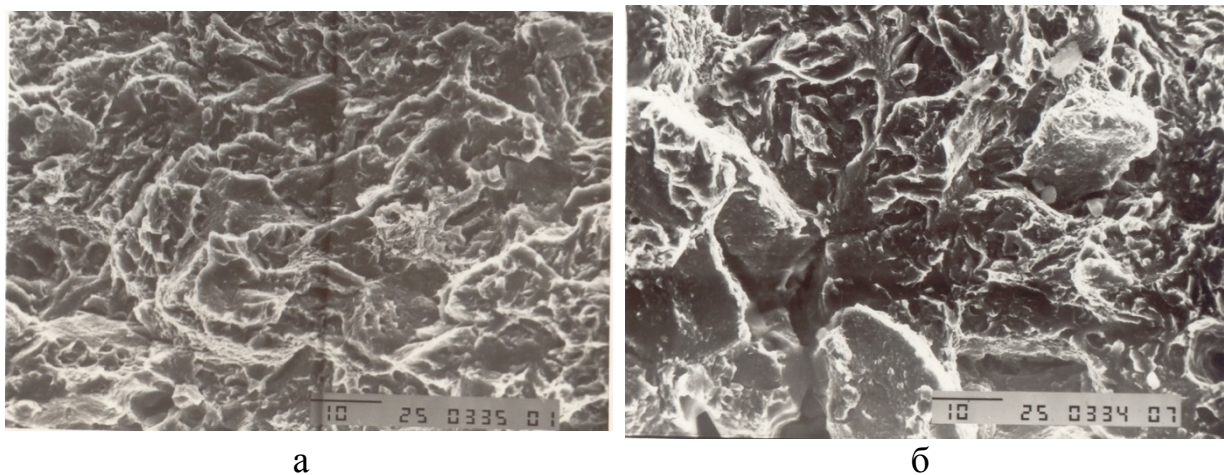


Рис. 4.27. Фрактограми ударних зразків сталі 40XС у в'язкому (а) та окрихченому (б) стані, загартованих з температури 1070°C.

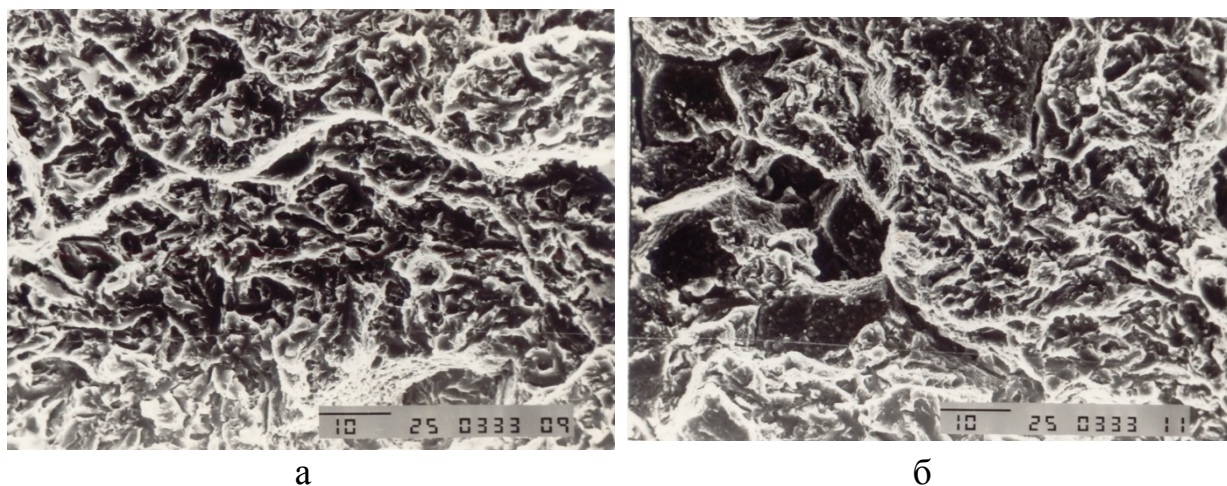


Рис. 4.28. Фрактограми ударних зразків сталі 60С2, загартованих з підвищеної температури у в'язкому (а) та окрихченому (б) стані.

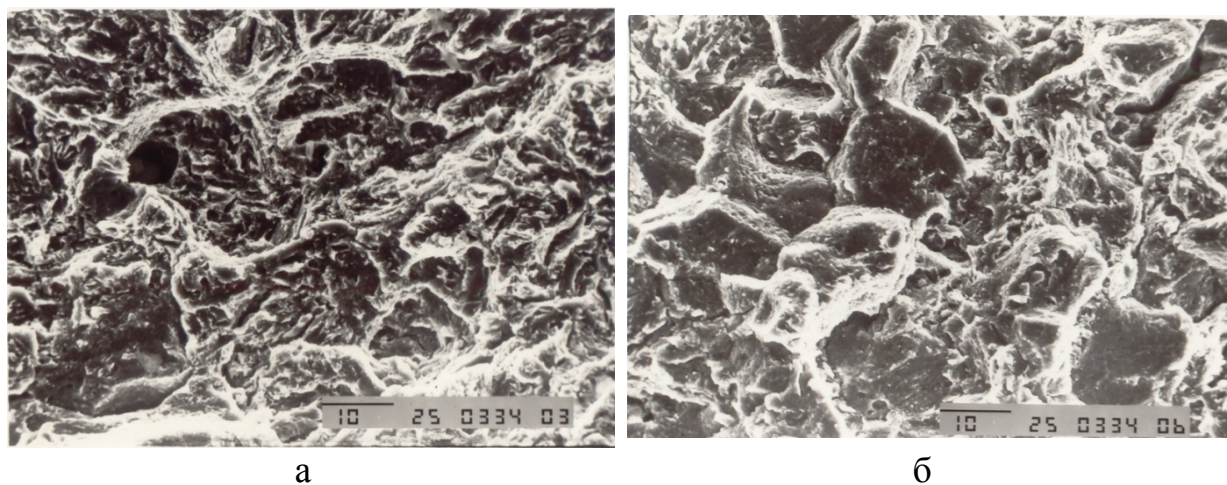


Рис. 4.29. Фрактограми ударних зразків сталі 60С2ХА, загартованих з температури 970°C у в'язкому (а) та окрихченому (б) стані.

Підвищення температури гартування сталі 60С2 до 970°C внаслідок активації дифузійних процесів призводить до появи сегрегацій марганцю та кремнію на ділянках квазівідкольного руйнування, в зонах переходу від квазівідкольного до міжзеренного, а також біля потрійних стиків та на міжзеренних поверхнях руйнування окрихчених зразків.

Сегрегаційні скупчення в окрихчених зразках (рис. 4.33) проявляються яскравіше, ніж у в'язких, в яких сегрегації кремнію та марганцю спостерігаються на ділянках квазівідкольного руйнування (рис. 4.32).

При підвищенні температури гартування до 970°C в сталі 60С2ХА значно збільшуються сегрегації кремнію та хрому у в'язких зразках (рис. 4.34) порівняно із зразками, загартованими з температури 870°C (рис. 4.23). Ділянки злому, на яких спостерігаються сегрегації хрому та кремнію, співпадають тільки в окремих випадках. В більшості випадків сегрегації кремнію та хрому не знаходяться поруч. В окрихчених зразках сегрегації кремнію знаходяться на тих самих ділянках злому, що і сегрегації хрому, тобто розміщуються поруч, як на квазівідкольних, так і на міжзеренних ділянках злому (рис. 4.35). Слід відмітити, що сегрегації кремнію і хрому значно більші, ніж в аналогічних зразках, загартованих з температури 870°C (рис. 4.24). У в'язких зразках сегрегації хрому розміщені більш рівномірно, в окрихчених – окремими скупченнями.

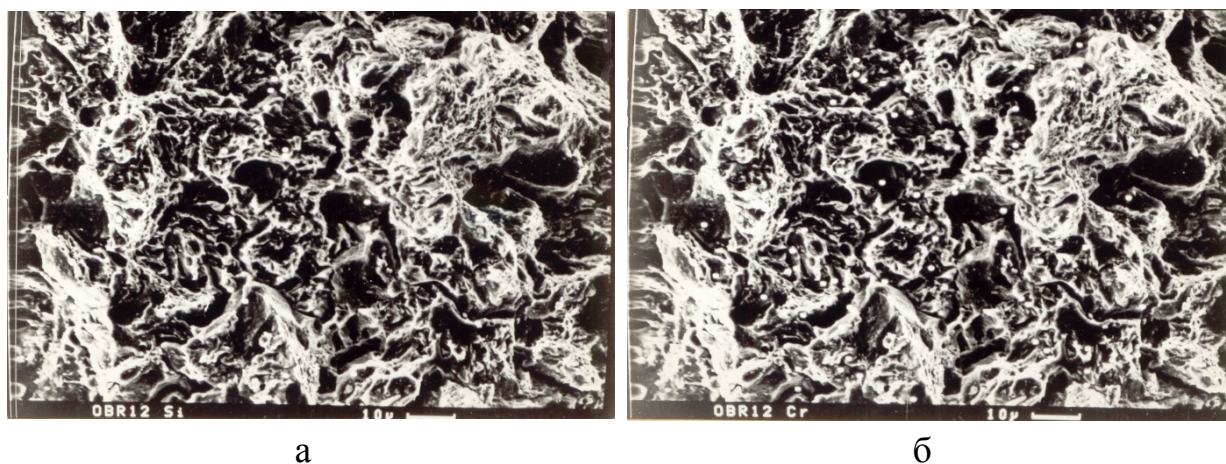
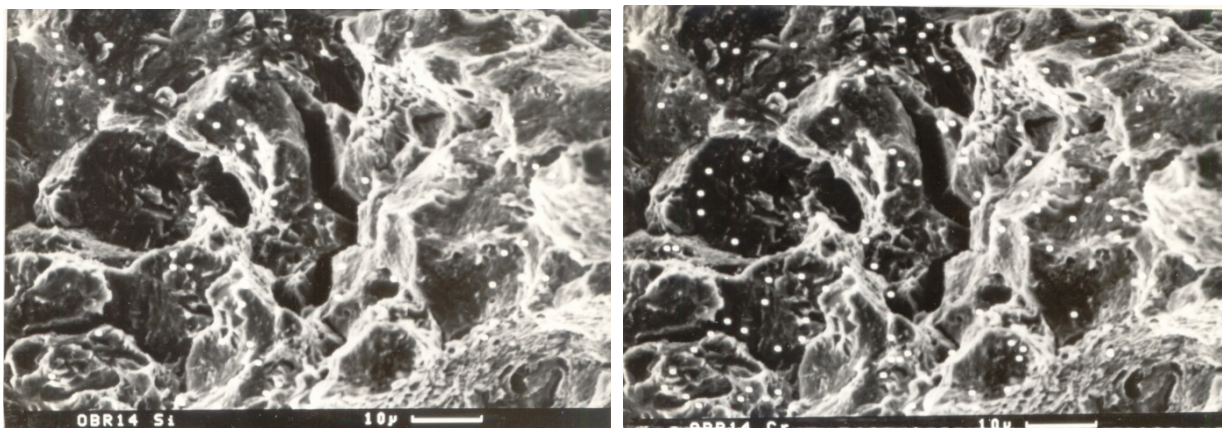


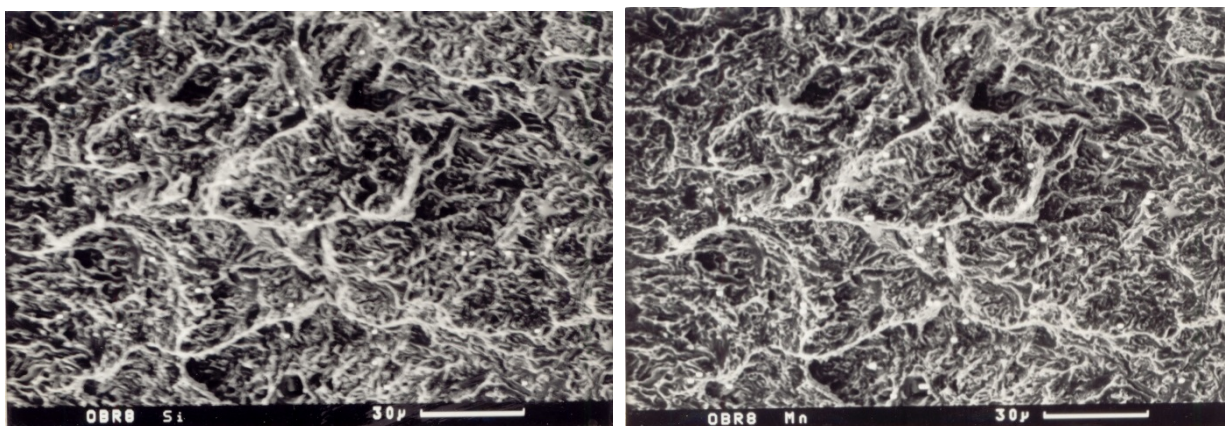
Рис. 4.30. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 40ХС, загартованої з температури 1070°C.



а

б

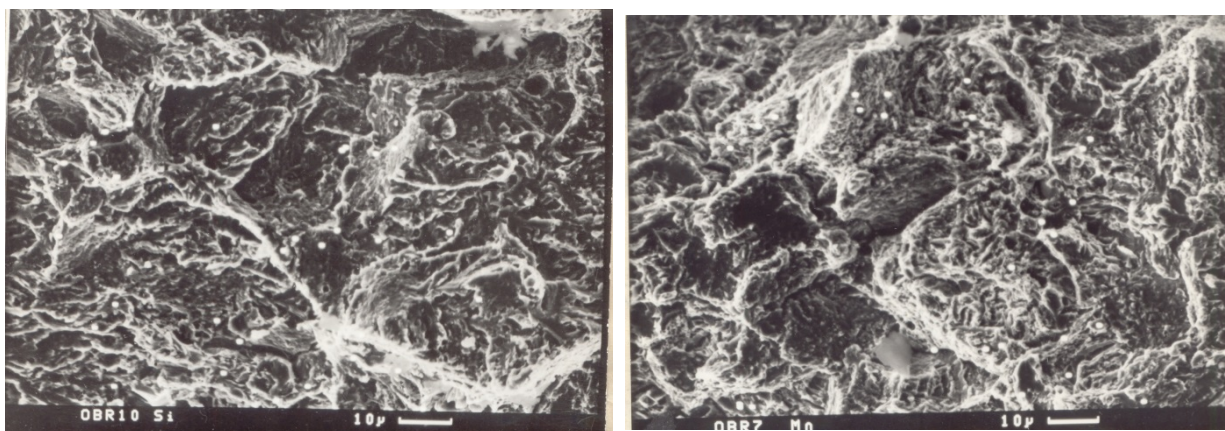
Рис. 4.31. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування окрихчених зразків сталі 40ХС, загартованої з температури 1070°C.



а

б

Рис. 4.32. Розподіл кремнію (а) та марганцю (б) на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 60С2, загартованих з температури 970°C.



а

б

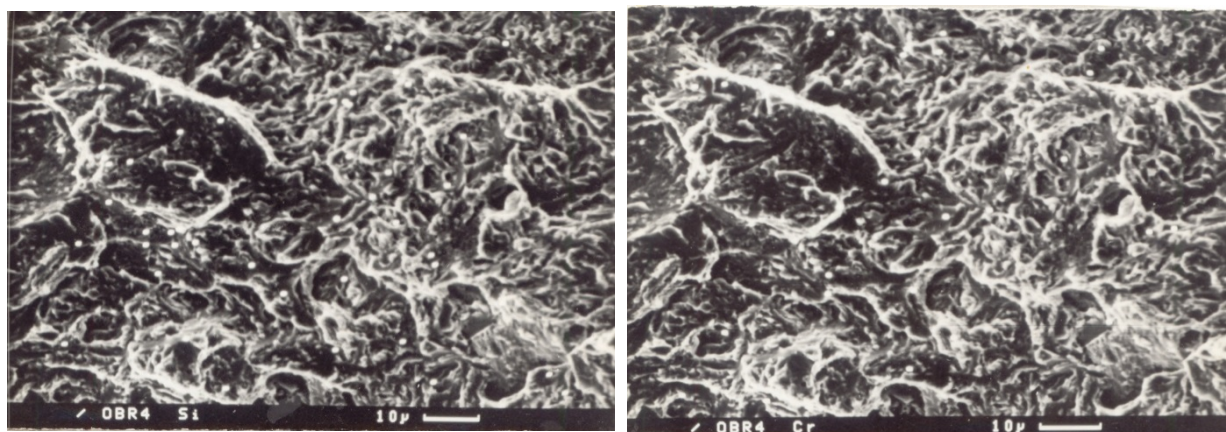
Рис. 4.33. Розподіл кремнію та марганцю на поверхні руйнування окрихчених зразків сталі 60С2, загартованих з температури 970°C.

З метою встановлення більш повної картини розподілу не тільки легуючих, але і домішкових елементів в сталі проводили дослідження з допомогою оже-електронної спектроскопії.

Порівняно з оже-спектрами, отриманими з міжзеренних поверхонь окрихчених зразків сталі 40Х, загартованої з температури 1070°C, в аналогічних спектрах сталі 40ХС в окрихченому стані після гартування з температури 1070°C спостерігаються такі ж самі сегрегації фосфору і кисню, але значно більші сегрегації вуглецю (табл. 4.4; рис.4.17, рис. 4.37).

Оже-спектральний аналіз показав, що підвищення температури гартування сталі 40ХС до 1070°C збільшує в 2-4 рази вміст фосфору та в 2-3 рази вміст вуглецю на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків порівняно з температурою гартування 870°C (рис.4.17). При цьому повністю відсутні сегрегації кремнію. На поверхні міжзеренних зломів спостерігаються сліди карбідних частинок та неметалічні включення.

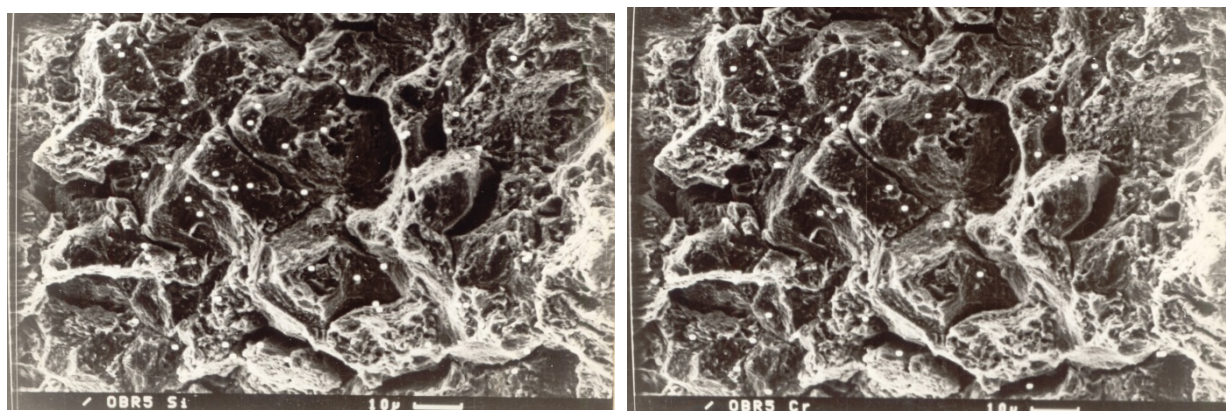
В оже-спектрах поверхонь руйнування в'язких та окрихчених зразків сталі 60С2 спостерігаються піки вуглецю, кремнію, фосфору, сірки, кисню, азоту (рис. 4.36). На міжзеренних поверхнях зломів окрихчених зразків спостерігаються сегрегації кремнію, фосфору, вуглецю, азоту, сірки, кисню (сп.1712, 1715-1717 табл. 4.4) на транскристалітних – кремнію, вуглецю, кисню (сп. 1713 табл. 4.4). Суттєвим є те, що міжзеренні поверхні окрихчених зразків містять азот, який відсутній на ділянках транскристалітного руйнування. На міжзеренних поверхнях спостерігаються менші сегрегації кремнію та більші вуглецю, ніж на ділянках транскристалітного руйнування (сп.1712, 1713, 1715-1717, табл. 4.4).



а

б

Рис.4.34. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування в'язких зразків сталі 60C2ХА, загартованих з температури 970°C.



а

б

Рис.4.35. Розподіл кремнію та хрому на поверхні руйнування окрихчених зразків 60C2ХА загартованих від температури 970°C.

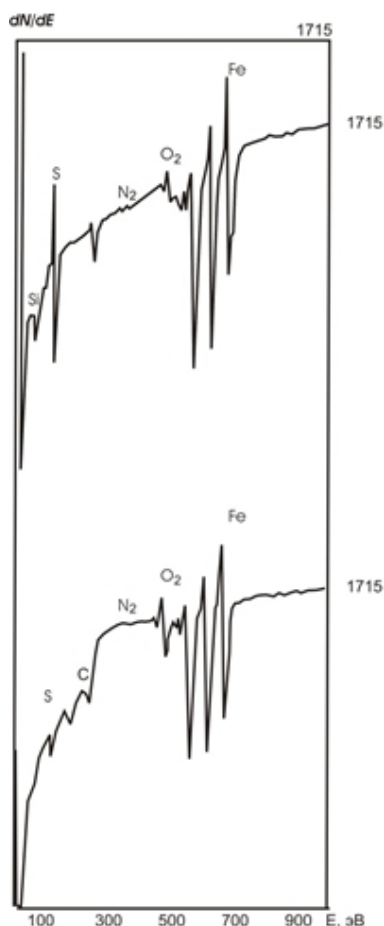


Рис. 4.36. Спектри оже-електронів міжзеренної поверхні руйнування сталі 60С2 (гартування від 970°C) в окрихченому стані.

Отже, послаблення міжзеренного зв'язку в сталі 60С2 можливе не тільки за рахунок сегрегацій фосфору на міжзеренних поверхнях, але і за рахунок сегрегацій інших елементів, зокрема кисню, азоту, сірки.

Зміна форми піку вуглецю в спектрах свідчить про те, що вуглець знаходиться у вигляді карбідів (рис. 4.36) і у вільному стані, у вигляді графіту. В окремих мікрооб'ємах вуглець зустрічається в обох модифікаціях (рис. 4.36).

Поверхні злому та транскристалітні ділянки руйнування в'язких зразків містять сегрегації кремнію, фосфору, вуглецю, кисню, сірки (сп.1723-1725, 126,127 табл. 4.4).

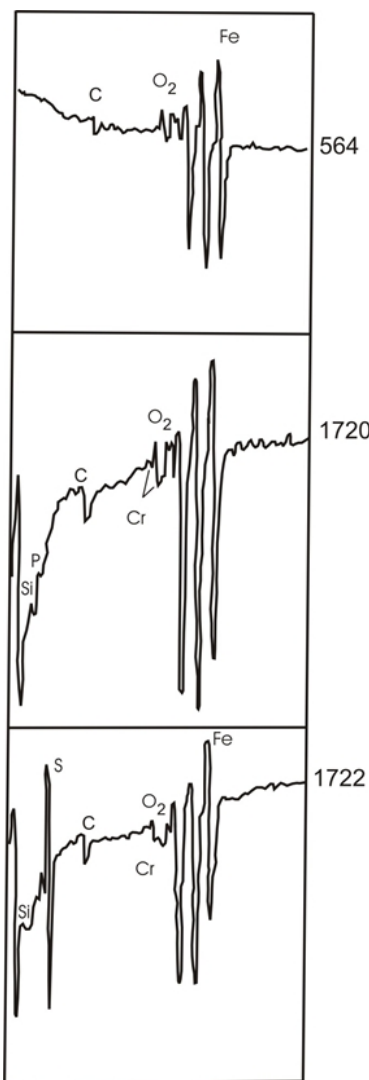


Рис.4.37. Спектри оже-електронів поверхні злому сталі 40ХС (гартування від 970°C+відпуск 600°C+відпуск 550°C), отримані з ділянок транскристалітного (564), міжзеренного (1720) і мікров'язкого (1722) руйнування.

Слід підкреслити, що сегрегації фосфору знаходяться в невеликій кількості як на поверхнях міжзеренного руйнування окрихчених зразків, так і на мікров'язких та транскристалітних поверхнях руйнування в'язких зразків (сп.1712, 1715, 1723, 1724 табл.4.4).

Помітна тенденція взаємодоповнюючого впливу сегрегацій кремнію та вуглецю. Спектри з більшими сегрегаціями кремнію містять менші сегрегації вуглецю і навпаки (сп.1712, 1713-1717, 1723-1725, 126, 127 табл.4.4).

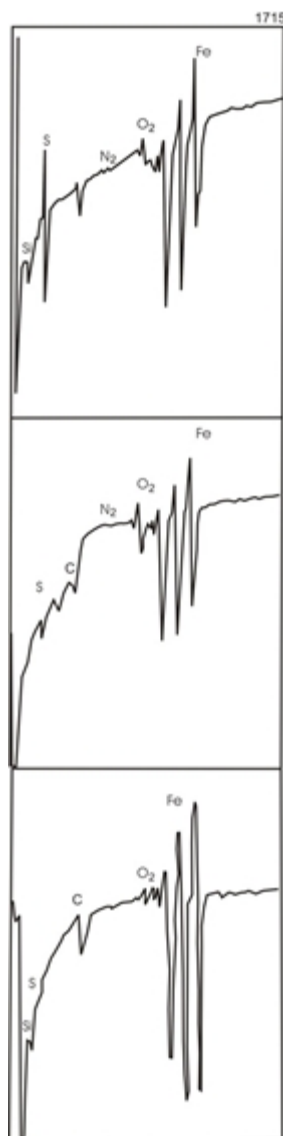


Рис. 4.38. Оже-спектр міжзеренної поверхні руйнування окрихченого зразка сталі 60C2.

Сканування зондом по поверхні руйнування окрихчених зразків виявило ділянки сегрегації сірки на міжзеренній поверхні та неметалічні включення на основі кисню та кальцію, що містять або азот $\text{CaO}(\text{N})$ або сірку $\text{CaO}(\text{S})$ і досягають в діаметрі 10 мкм. Неметалічні включення у в'язкому зразку є такого ж самого складу (сп.128 табл. 4.4), їх діаметр вимірюється десятими частками мікрометра (0,5...1 мкм), тільки в окремих випадках досягає розмірів 2...3 мкм. Присутність неметалічних включень на міжзеренній поверхні дозволяє припустити їх причетність до міжзеренного руйнування.

Підвищення температури гартування до 970°C сталі 60С2ХА змінює фізико-хімічний стан міжзеренних ділянок. При цьому збільшуються розміри окремих зерен. На міжзеренних поверхнях окрихчених зразків в 2-4 рази зменшуються сегрегації вуглецю порівняно з гартуванням від температури 870°C, зменшується також вміст фосфору.

Порівняно із сталлю 60С2 на міжзеренних ділянках сталі 60С2ХА знаходяться в 2...3 рази більші сегрегації кремнію та фосфору.

4.3. Роль структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь поділу у формуванні властивостей кремнистих сталей

4.3.1. Вплив умов відпуску на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу

Поверхні поділу зерен відіграють суттєву, а іноді і вирішальну роль в крихкому руйнуванні сталей. Тому значний інтерес викликають дослідження структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен та встановлення зв'язку між енергетичними параметрами, механічними властивостями і опором крихкому руйнуванню. Важливо також виявити, як відрізняються за енергіями поверхні поділу зерен в'язких і окрихчених зразків, а також прослідкувати по поверхнях поділу, з якою енергією відбувається поширення тріщини.

Криві розподілу числа випадків появи поверхонь поділу певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничних канавок t після іонного травлення досліджуваних сталей у в'язкому і окрихченому стані приведені на рис. 4.39...4.45. Криві розподілу складаються з ряду максимумів, які характеризують найбільше число поверхонь поділу певної глибини. Характерно, що для всіх досліджуваних сталей криві розподілу для окрихченого стану зміщені відносно кривих для в'язкого стану в сторону більших глибин рівчаків.

Середня статистична вага глибини рівчаків в окрихченому стані є більша, ніж у в'язкому. В окрихченому стані збільшується кількість поверхонь поділу зерен з більшою глибиною рівчаків тобто, з більшою енергією, що зумовлено, як відомо, сегрегацією домішок та легуючих елементів до цих поверхонь.

Криві розподілу для сталі 40ХС приведені на рис. 4.39, 4.40. Для сталі, загартованої з температури 870°C, крива для в'язкого стану зміщена в сторону поверхонь поділу з меншою глибиною. Найбільша кількість границь зерен припадає на глибину травлення 0,13 мкм у в'язкому стані, а в окрихченому – на глибину 0,15 мкм (рис. 4.39).

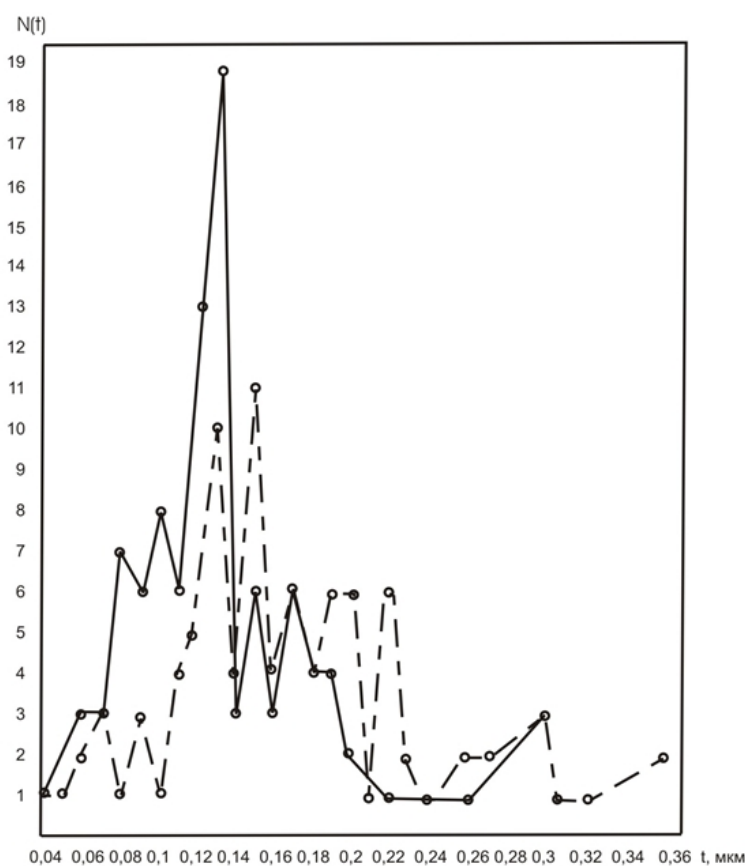


Рис. 4.39. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини зернограничного рівчака для сталі 40ХС, загартованої з температури 870°C; суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

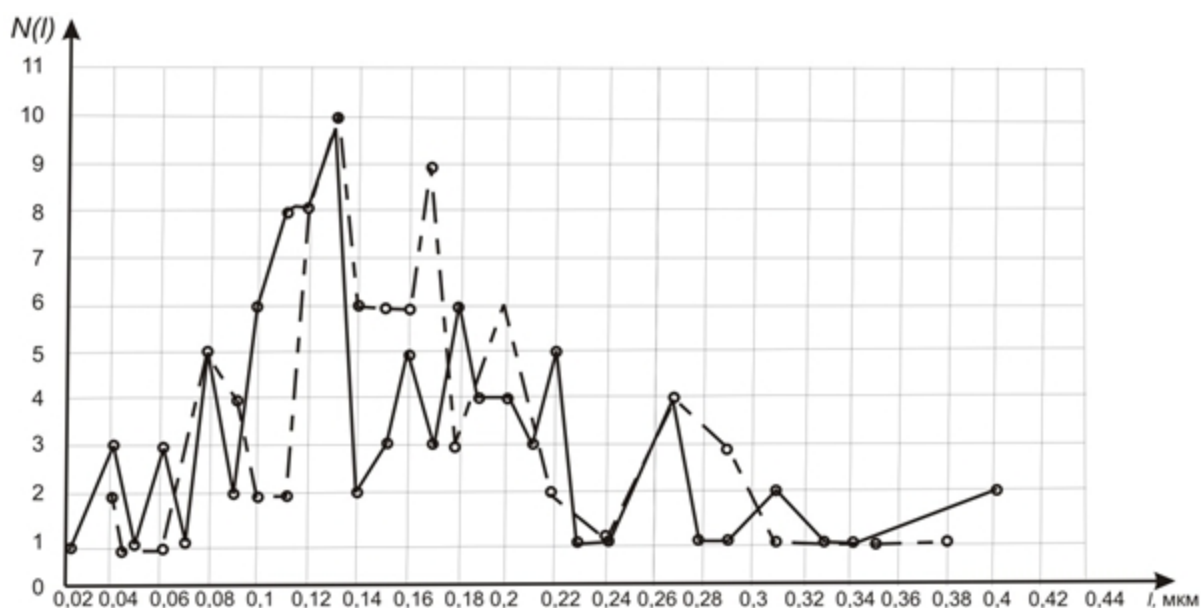


Рис. 4.40. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини зернограничного рівчака для сталі 40XC, загартованої з температури 1070°C; суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

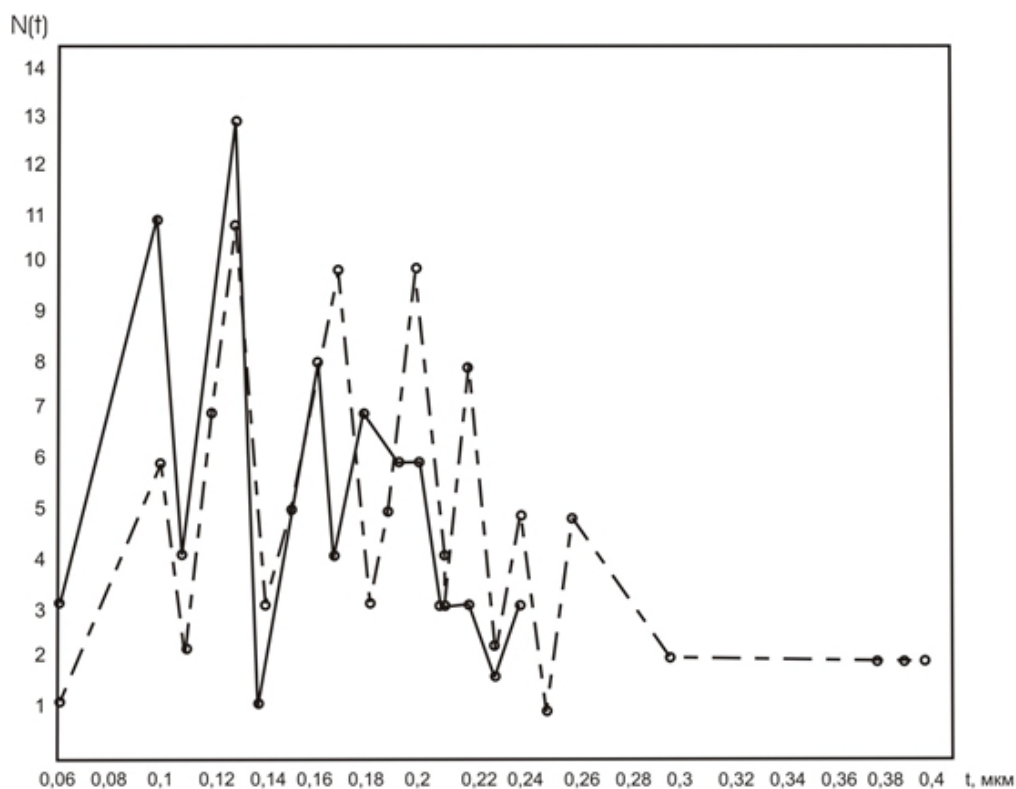


Рис. 4.41. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини зернограничного рівчака для сталі 60C2, загартованої з температури 870°C; суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

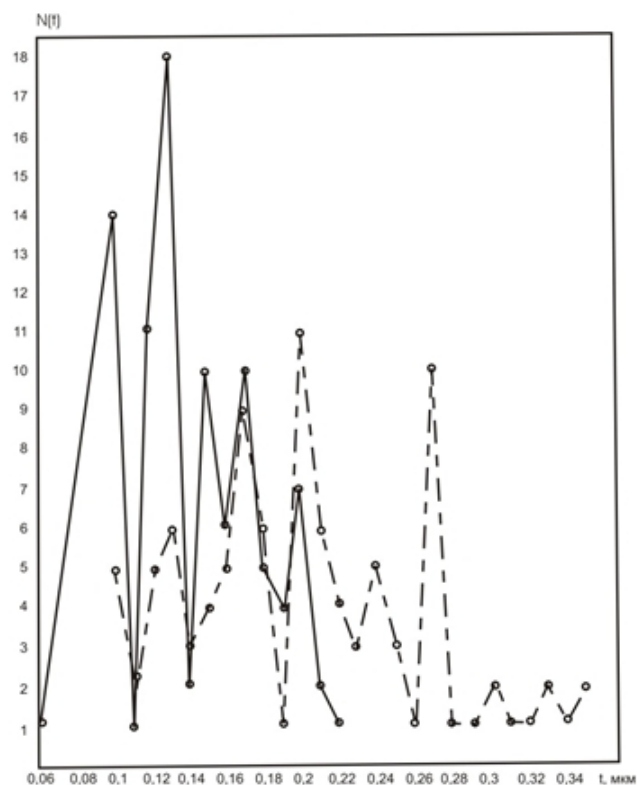


Рис.4.42. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничного рівчака t для сталі 60C2, загартованої з температури 970°C ; суцільні лінії – в'язкий стан, пунктирні – окрихчений.

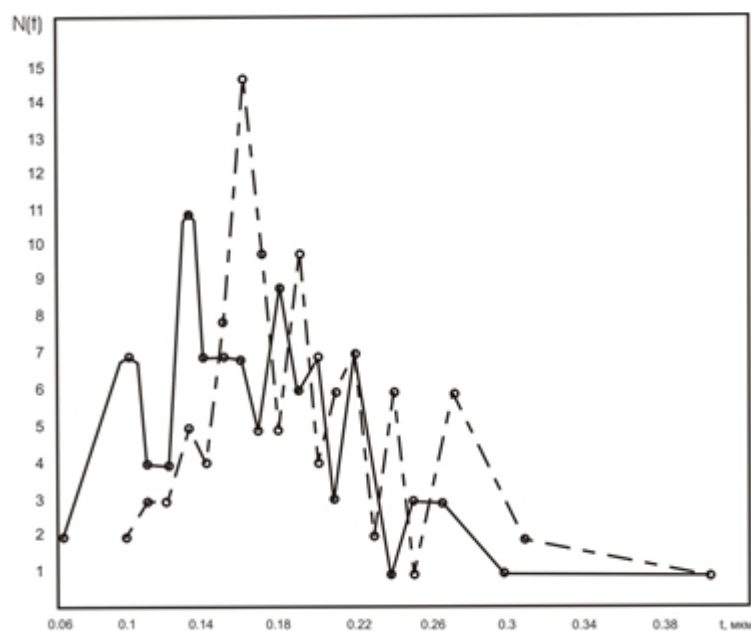


Рис. 4.43. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини зернограничного рівчака для сталі 60C2XA, загартованої з температури 870°C ; суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

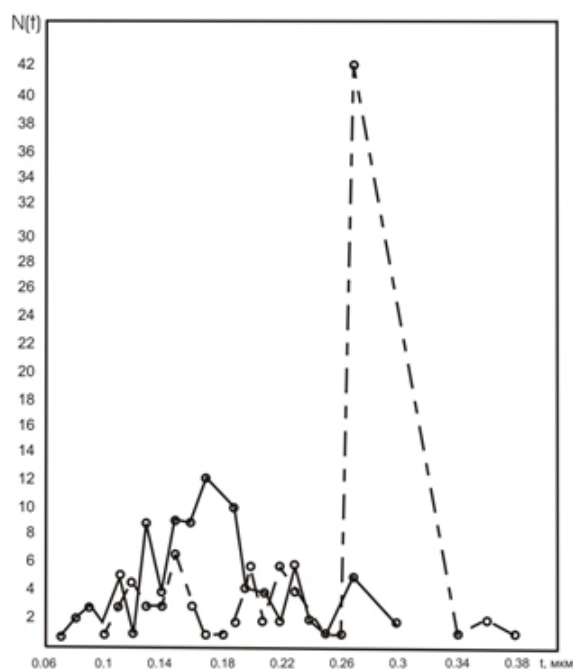


Рис. 4.44. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини рівчака для сталі 60C2XA, загартованої з температури 970°C; суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

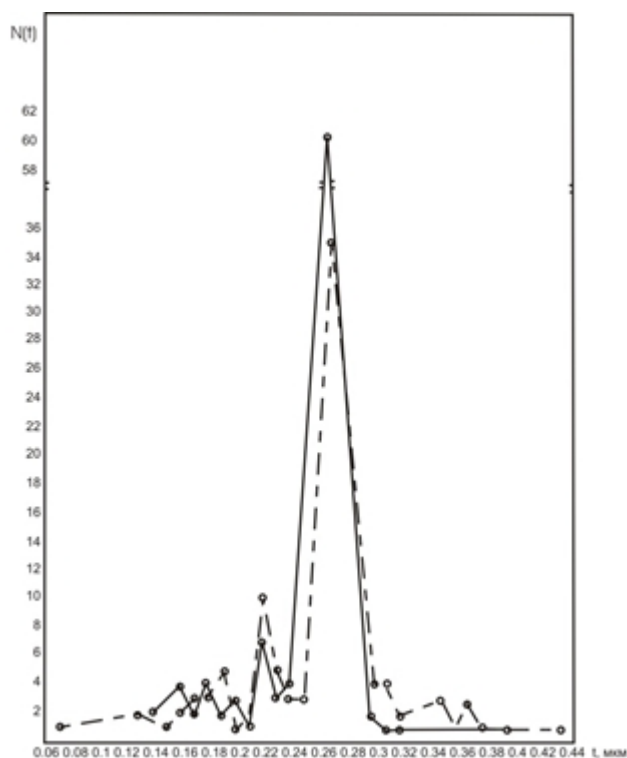


Рис. 4.45. Залежність числа поверхонь поділу зерен певної глибини від глибини зернограничного рівчака для сталі 60: суцільні лінії – в'язкий стан; пунктирні – окрихчений.

Підвищення температури гартування до 1070°C призводить до збільшення неоднорідності структури границь зерен як у в'язкому, і ще більше в окрихченому стані, зміщенню кривої для окрихченого стану в сторону більших глибин рівчаків (рис. 4.40).

Крива розподілу для сталі 60C2 (рис. 4.41) у в'язкому стані містить максимум для глибин рівчаків 0,1 мкм, в окрихченому стані таких глибин рівчаків не зафіксовано, максимальна кількість глибин зернограничних рівчаків у в'язкому стані припадає на глибину 0,13 мкм, для окрихченого стану спостерігається невелика кількість границь такої глибини. Максимальна кількість границь в окрихченому стані припадає на глибину 0,16 мкм. Кількість випадків появи границь з більшою глибиною для окрихченого стану більша, ніж для в'язкого, тобто, крива розподілу для окрихченого стану зміщена в сторону більших глибин рівчаків.

Підвищення температури гартування сталі 60C2 до 970°C приводить до збільшення числа границь з малою глибиною рівчаків. Кількість границь з глибиною 0,13 мкм від 11 випадків при гартуванні з температури 870°C збільшується до 18 випадків при гартуванні з температури 970°C , а кількість границь з глибиною 0,11 мкм збільшується від 7 до 14 випадків.

Особливістю кривих розподілу сталі 60C2, загартованої як з температури 870°C , так і з 970°C , є відсутність в окрихченому стані значних максимумів для границь зерен з глибиною рівчаків 0,1 мкм та невелика, порівняно з в'язким станом, кількість границь з глибиною рівчаків 0,13 мкм, в той час інші досліджувані сталі мають границі з вищевказаною глибиною травлення.

Крива розподілу глибини границь сталі 60C2ХА, загартованої з температури 870°C . в окрихченому стані містить максимуми для границь зерен глибиною 0,10 мкм та 0,13 мкм, але в значно меншій кількості, ніж

криві розподілу для в'язкого стану, натомість збільшується кількість границь зерен з більшою глибиною травлення (рис. 4.43).

Підвищення температури гартування сталі 60C2XA до 970°C проявилось на кривій розподілу відсутністю значних максимумів для глибин 0,1 мкм та 0,13 мкм. Найбільше число границь припадає на глибину канавок 0,15 мкм у в'язкому стані, а в окрихченому – на 0,27 мкм (рис. 4.44).

Криві розподілу сталі 60 приведені на рис.4.45. Крива розподілу в окрихченому стані по формі незначно відрізняється від кривої розподілу у в'язкому стані. Максимальна кількість границь припадає на однакову глибину рівчаків 0,27 мкм, у в'язкому стані цій глибині відповідає 60 випадків, в окрихченому – 35, тобто, і у в'язкому, і в окрихченому стані границі зерен по структурі однорідні, крива розподілу для окрихченого стану незначно зміщена в сторону більших глибин границь зерен.

Отже, криві розподілу зв'язані із схильністю сталі до відпускнуї крихкості.

4.3.2. Вплив різнозернистості на опір крихкому руйнуванню кремністих сталей.

Властивості сталей визначаються такими структурними параметрами, як величина зерна, різнозернистість, питома гранична поверхня, що являє собою площу поверхонь поділу зерен в одиниці об'єму, густина потрійних стиків, де найбільш сконцентровані дефекти кристалічної будови, і які є потужними концентраторами напружень.

Аномальні структури, які являють собою суміш аустенітних зерен, що значно відрізняються між собою за величиною, можуть виникати при виробництві сталі під впливом деформацій та термічної обробки, а також під час термообробки готових виробів. Хоч такі структури на практиці

зустрічаються досить часто, вплив їх на властивості сталі недостатньо визначений. Стандарт визначає різнозернисту структуру як таку, що містить не менше 10% зерен інших номерів.

Дослідження різнозернистості сталі 40ХС після гартування з температур 870°C та 1070°C показали, що в сталі, загартованій з температури 870°C розподіл за розмірами зерен є більш однорідний, середній діаметр зерна складає 24,66 мкм (рис. 4.46, кр.1, табл. 4.5), а в сталі, загартованій з 1070°C спостерігається різнозернистість: 12% складає об'ємна частка зерен з середнім діаметром 36,1 мкм та 3% - з середнім діаметром 167,9 мкм (рис. 4.46, кр.2., табл. 4.6). Кількість потрійних стиків при однорідній зеренній структурі (температура гартування 870°C) змінюється від 2,3 до 2,7 на одне зерно (рис. 4.47, а). Для різнозернистої структури (температури гартування 1070°C) на зерна з середнім діаметром 36,1 мкм кількість потрійних стиків складає 2,1 на одне зерно, а на зерна з діаметром 167,9 мкм – 3,3 на одне зерно (рис. 4.47, б).

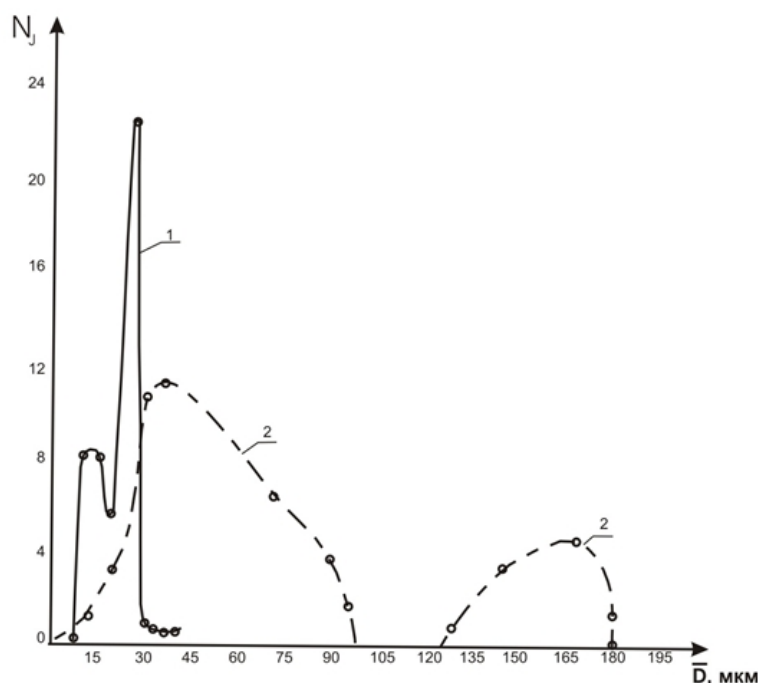


Рис. 4.46. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40ХС: 1 – гартування з температури 870°C+ відпуск; 2 – гартування з температури 1070°C +відпуск.

Таблиця 4.5

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 40ХС після гартування з температури 870°C та відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мкм (x210) | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_j | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D, мкм |
|-----------------|--------------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|--------|-------------------------------|
| | | | | d, мкм | d. мкм | |
| 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-2 | 0 | 1,5 | 0 | 0 | 0 |
| 3 | 2-4 | 2 | 1,97 | 3,5 | 5 | 7,85 |
| 4 | 4-6 | 9 | 8,126 | 5,13 | 7,32 | 11,49 |
| 5 | 6-8 | 7 | 8,08 | 7,38 | 10,54 | 16,54 |
| 6 | 8-10 | 5 | 5,28 | 9,1 | 13 | 20,41 |
| 7 | 10-12 | 4 | 22,55 | 11 | 15,71 | 24,66 |
| 8 | 12-14 | 1 | 0,5 | 13,75 | 19,64 | 30,83 |
| 9 | 14-16 | 1 | 0,5 | 15,75 | 22,5 | 35,32 |
| 10 | 16-18 | 1 | 0,5 | 17,75 | 25,35 | 39,79 |

Дисперсія – 4,8 мкм

Таблиця 4.6

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 40ХС після гартування з температури 1070°C на відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мкм (x210) | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_j | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D, мкм |
|-----------------|--------------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|--------|-------------------------------|
| | | | | d, мкм | d. мкм | |
| 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-3 | 4 | 4,26 | 3,58 | 17,04 | 26,75 |
| 3 | 3-6 | 12 | 11,31 | 4,83 | 23 | 36,11 |
| 4 | 6-9 | 8 | 6,476 | 7,62 | 36 | 56,52 |
| 5 | 9-11 | 3 | 6,06 | 0,91 | 47,2 | 74,1 |
| 6 | 11-14 | 1 | 3,27 | 12,5 | 59,5 | 93,41 |
| 7 | 14-17 | 0 | 3,26 | 0 | 71,4 | 112,14 |
| 8 | 17-20 | 1 | 0,5 | 17,5 | 83,3 | 130,78 |
| 9 | 20-23 | 1 | 4,76 | 22,5 | 107 | 167,99 |
| 10 | 23-26 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |

Дисперсія – 8 мкм

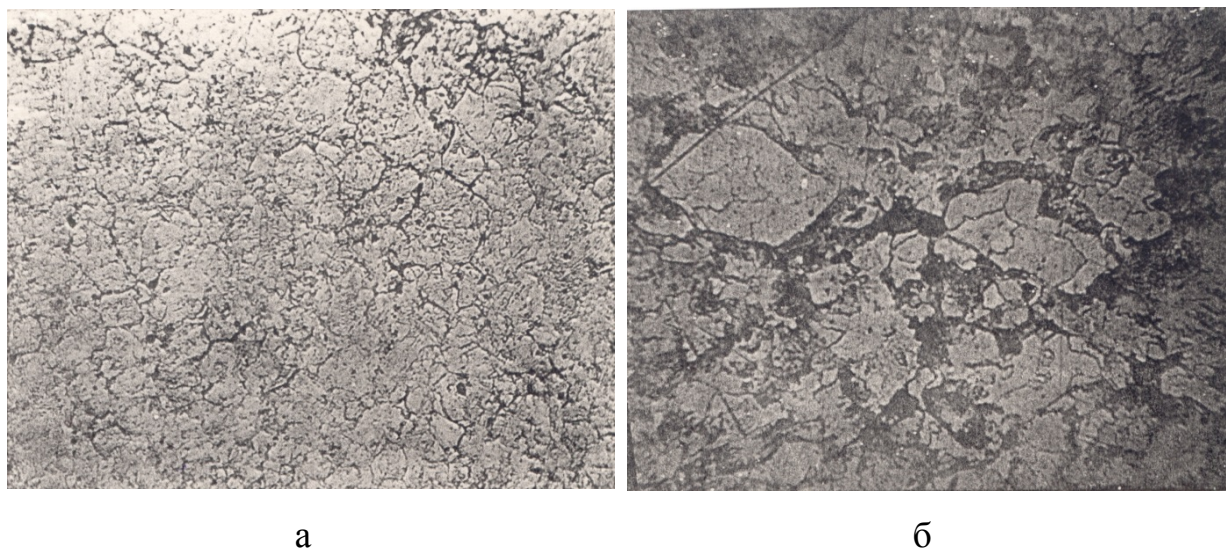


Рис. 4.47. Мікроструктура сталі 40ХС. Травлення реактивом з пікриною кислотою: а – гартування з температури 870°C + відпуск; б – гартування з температури 1070°C + відпуск, $\times 100$.

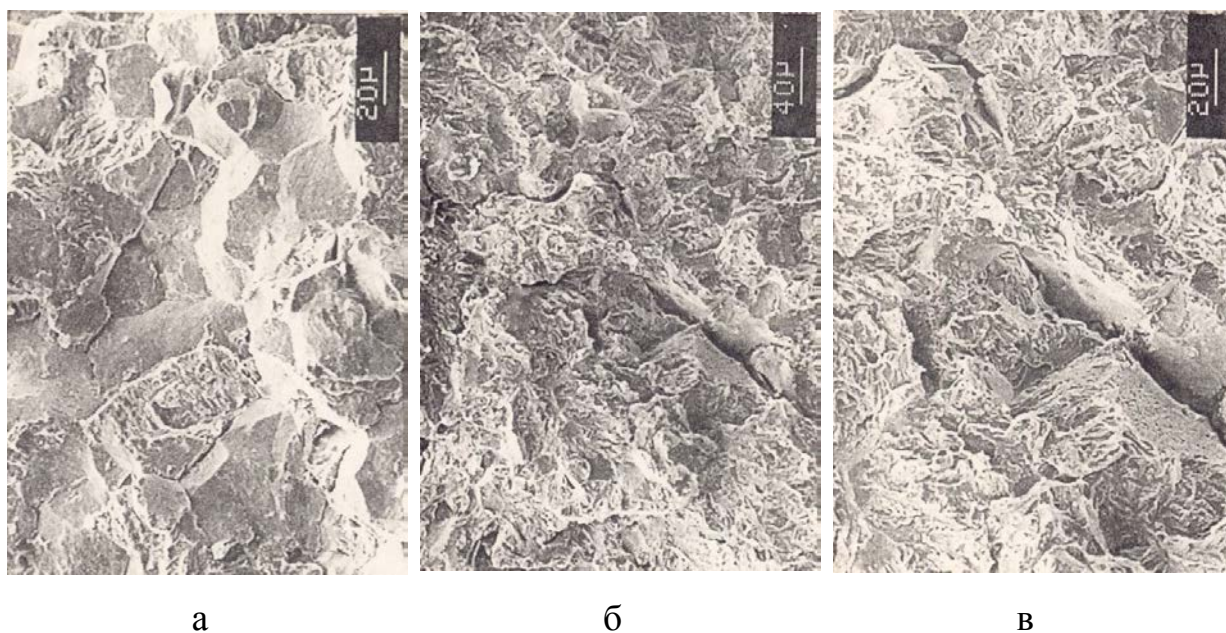


Рис. 4.48. Вплив різнозернистості на характер руйнування окрихчених (а) і в'язких (б, в) зразків сталі 40ХС, загартованої з температури 1070°C.

В зв'язку з тим, що структурні параметри поверхонь поділу зерен мають суттєвий вплив на механізм руйнування, в даній роботі для визначення кількісного взаємозв'язку між зеренними характеристиками і інтеркристалітним руйнуванням проводився аналіз впливу різнозернистості та кількості потрійних стиків на механізм руйнування.

Проведені дослідження показали (табл. 4.7), що в сталі 40ХС після гартування від 870°C, коли отримується рівномірно дрібне зерно, міжзеренне руйнування після окрихчувальної обробки складає половину від площі крихкого руйнування, в той же час при наявності різнозернистості (після гартування від 1070°C) руйнування проходить по механізму повного інтеркристалітного відколу, частка міжзеренного руйнування складає 100%. При цьому збільшення температури нагріву під гартування призводить також до збільшення кількості потрійних стиків на одне зерно. При появі в структурі зерен розміром більше 36.1 мкм кількість потрійних стиків, що приходить на одне зерно, збільшується від 2,0 до 3.3. Слід відмітити, що збільшення кількості потрійних стиків впливає також і на механізм руйнування у в'язкому стані. З цим пов'язане зміщення порогу холодноламкості на 10°C в сторону підвищених температур порівняно з температурою гартування від 870°C (табл. 4.7). Це зміщення зумовлене тим, що поява більшої кількості потрійних стиків на великих зернах сприяє більш неоднорідному розподілу домішок та їх концентрації на потрійних стиках. В результаті, ослаблення потрійних стиків призводить до міжзеренного руйнування у в'язкому стані (кількість міжзеренного руйнування у в'язкому стані збільшується до 25%. В той же час найбільший вплив кількість потрійних стиків і поява великих зерен мають місце після окрихчувальної обробки: зміщення порогу холодноламкості сталі з великими зернами і більшою кількістю потрійних стиків призводить до підвищення порогу холодноламкості на 108° (майже в два рази) порівняно із сталлю, яка характеризується однорідним зерном і меншою кількістю потрійних стиків.

Таблиця 4.7

Опір крихкому руйнуванню, характеристики структури та будови зломів
досліджуваних сталей

| Марка сталі | T°C, гарт. | Стан сталі | D зерна, мкм (1) | Δt_{50} , °C | KCU МДж/м ² | t ₅₀ , °C | К-сть потрійн. стиків на одне зерно (2) | К-сть міжзеренного руйнування, % |
|-------------|------------|------------|------------------|----------------------|------------------------|----------------------|---|----------------------------------|
| 40XC | 870 | в'яз. окр. | 24 | 70 | 1,3 0,73 | -43 27 | 2,3/2,7 | 5 50-60 |
| | 1070 | в'яз. окр. | 36/168 | 108 | 1.04 0,56 | -32 91 | 2,3/3,3 | 25 100 |
| 60C2 | 870 | в'яз. окр. | 48 | 37 | 0,88 0,57 | 13 50 | | 15 45 |
| | 970 | в'яз. окр. | 70 - | 57 | 1,12 0,53 | -7 50 | | 10 65 |
| 60C2XA | 870 | в'яз. окр. | 25/10 | 77 | 0,75 0,54 | 13 90 | | 30 85 |
| | 970 | в'яз. окр. | 31/70 | 77 | 0,75 0,62 | 13 90 | | 10 90 |

Примітки: 1 – В чисельнику середній діаметр зерна в групі зерен малого діаметру; в знаменнику – середній діаметр зерна в групі зерен великого діаметру; 2 – в чисельнику – кількість потрійних стиків на одне зерно в групі зерен малого діаметру; в знаменнику – кількість потрійних стиків на одне зерно в групі великого діаметру.

Зразки в окрихченому стані (рис. 4.48, а) знаходяться під дією двох факторів: крім окрихчення при відпуску вони зазнають впливу різнозернистої структури, що приводить до ще більшого окрихчення. Вплив різнозернистості проявляється навіть у в'язкому стані (рис. 4.48, б), де границя великого зерна слугує вогнищем зародження тріщини.

Отже, при підвищенні температури гартування сталі 40XC проходить зміна кількісних параметрів зеренної структури, збільшується об'ємна частка зерен більшого діаметру.

Дослідження різнозернистості сталі 40Х показало, що після гартування з температури 870°C розподіл зерен за розмірами рівномірний. В структурі присутні зерна з середньою величиною зерна $16...18$ мкм (рис. 4.49, табл. 4.8).

Гартування з температури 1070°C приводить до появи різнозернистості сталі. Поряд з зернами діаметром $13...18$ мкм з'являються зерна діаметром $110...140$ мкм (рис. 4.50, рис. 4.51 б, табл. 4.8), що зумовлює зміну густини потрійних стиків (табл. 4.9).

Дослідження окрихчених зразків сталі 60С2, загартованої з температури 970°C показало, що при середньому розмірі зерна 70 мкм різнозернистість відсутня (рис. 4.52, рис. 4.54 а, табл. 4.10). В той же час в окрихчених зразках сталі 60С2ХА, загартованої з температури 970°C спостерігається суттєва різнозернистість (рис. 4.54 б).

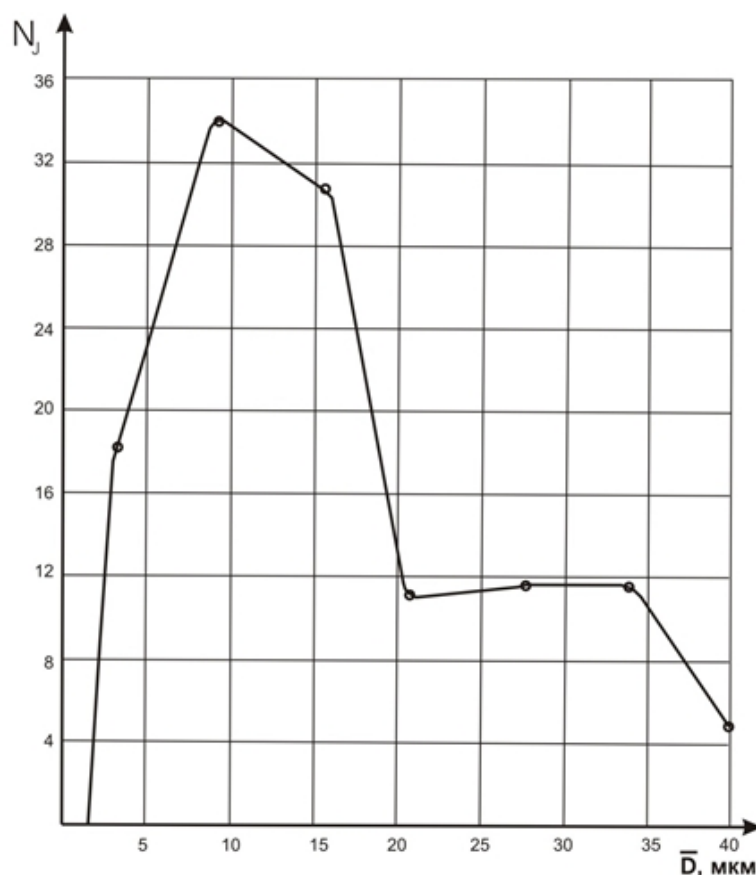


Рис. 4.49. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40Х. Гартування з температури 870°C +відпуск.

Таблиця 4.8

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 40Х після гартування з температури 870°C та відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мм | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_j | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D , мкм |
|-----------------|------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|--------|----------------------------------|
| | | | | d, мм | d, мкм | |
| 1 | 0 | 0 | 1,33 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-2 | 22 | 1,87 | 1,73 | 3,45 | 5,42 |
| 3 | 2-4 | 39 | 25,2 | 3,54 | 7,07 | 11,11 |
| 4 | 4-6 | 35 | 35,56 | 5,34 | 10,69 | 16,78 |
| 5 | 6-8 | 25 | 37,63 | 7,36 | 14,72 | 23,11 |
| 6 | 8-10 | 14 | 29,2 | 9,64 | 19,29 | 30,28 |
| 7 | 10-12 | 7 | 0,79 | 11,43 | 22,86 | 35,89 |
| 8 | 12-14 | 9 | 0,78 | 13,44 | 26,89 | 42,22 |
| 9 | 14-16 | 12 | 31,6 | 15,25 | 30,5 | 47,89 |
| 10 | 16-18 | 6 | 31,58 | 17,33 | 34,67 | 54,43 |

Дисперсія – 7,1

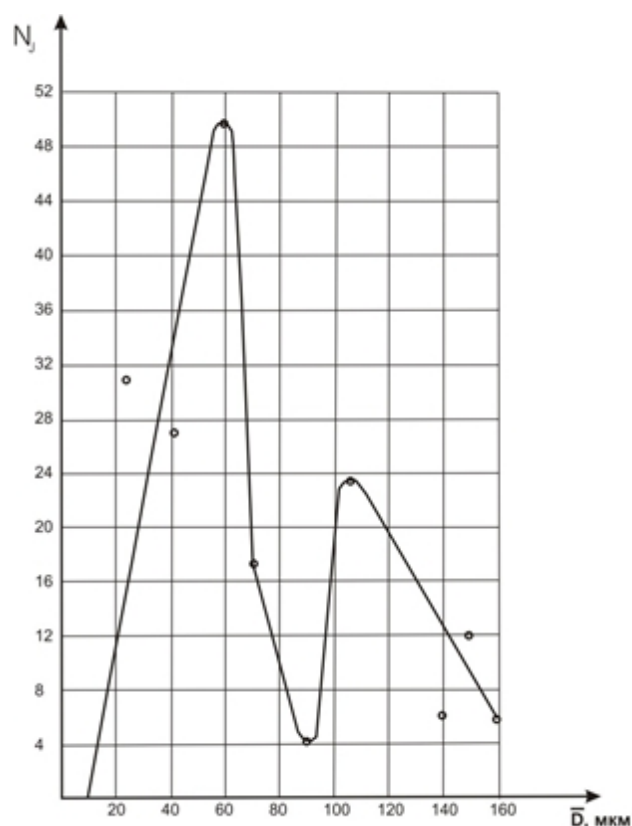


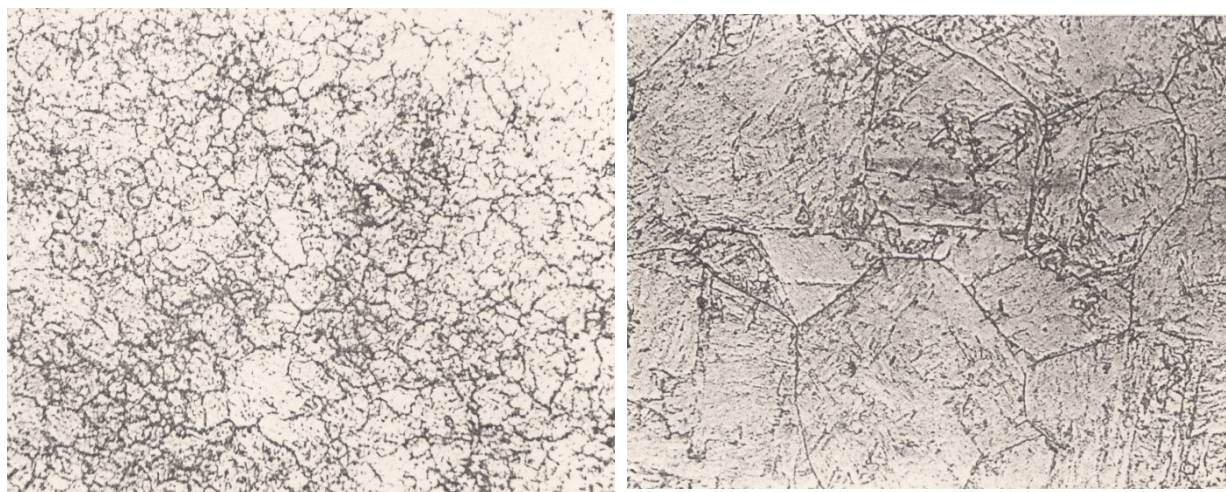
Рис. 4.50. Розподіл зерен за розмірами в сталі 40Х. Гартування з температури 1070°C + відпуск.

Таблиця 4.9

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 40Х після гартування з температури 1070°C та відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мм | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_i | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D , мкм |
|-----------------|------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|--------|----------------------------------|
| | | | | d, мм | d, мкм | |
| 1 | 0 | 0 | 0,3 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-5 | 9 | 1,6 | 4,33 | 8,67 | 13,61 |
| 3 | 5-10 | 42 | 33,17 | 7,67 | 15,33 | 24,07 |
| 4 | 10-15 | 33 | 25,65 | 13,36 | 26,73 | 41,96 |
| 5 | 15-20 | 28 | 50,4 | 18,5 | 37 | 58,09 |
| 6 | 20-25 | 12 | 17,12 | 23,17 | 46,33 | 72,74 |
| 7 | 25-30 | 8 | 4,02 | 28,75 | 57,5 | 90,28 |
| 8 | 30-35 | 8 | 22,84 | 33,25 | 66,5 | 104,41 |
| 9 | 34-40 | 3 | 1,51 | 37,33 | 74,67 | 117,23 |
| 10 | 40-45 | 3 | 1,5 | 43,67 | 87,33 | 137,11 |
| 11 | 45-50 | 3 | 12,03 | 48,33 | 96,67 | 151,77 |
| 12 | 50-55 | 1 | 6,26 | 51 | 102 | 160,14 |

Дисперсія – 13,5



а

б

Рис. 4.51. Мікроструктура сталі 40Х. Травлення реактивом з пікриновою кислотою: а – гартування з температури 870°C + відпуск; б – гартування з температури 1070°C + відпуск., x100.

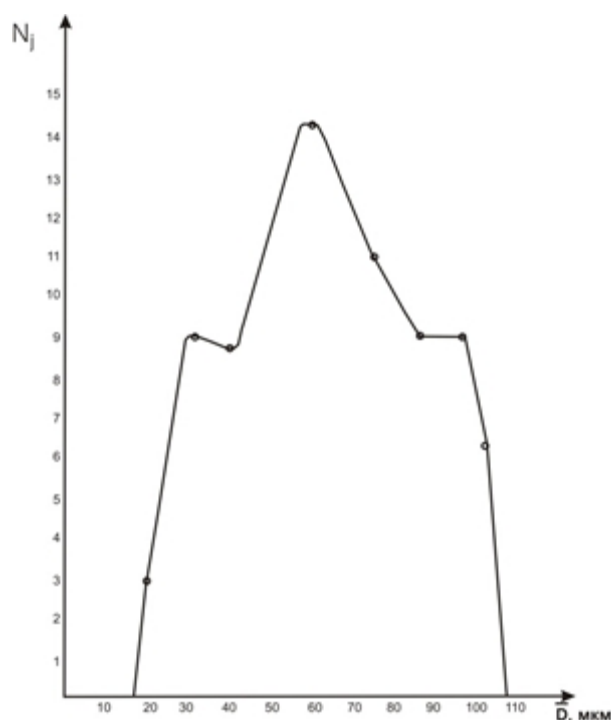


Рис. 4.52. Розподіл зерен за розмірами в сталі 60С2. Гартування з температури 970°C + відпуск.

Таблиця 4.10

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 60С2 після гартування з температури 970°C та відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мм | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_j | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D , мкм |
|-----------------|------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|-----------------|----------------------------------|
| | | | | $d, \text{мм}$ | $d, \text{мкм}$ | |
| 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-1 | 0 | 1,4 | 0 | 0 | 0 |
| 3 | 1-2 | 3 | 1,31 | 2 | 10 | 15,7 |
| 4 | 2-3 | 6 | 1,29 | 3 | 15 | 23,55 |
| 5 | 3-4 | 9 | 13,64 | 4 | 20 | 31,4 |
| 6 | 4-5 | 5 | 0,25 | 5 | 25 | 39,25 |
| 7 | 5-6 | 6 | 6,28 | 6 | 30 | 47,1 |
| 8 | 6-7 | 5 | 1,12 | - | 35 | 54,95 |
| 9 | 7-8 | 6 | 10,15 | 8 | 40 | 62,8 |
| 10 | 8-9 | 4 | 14,7 | 9 | 45 | 70,65 |
| 11 | 9-10 | 1 | 0,04 | 10 | 50 | 78,5 |
| 12 | 10-11 | 1 | 0,24 | 11 | 55 | 86,35 |
| 13 | 11-12 | 3 | 12,95 | 12 | 60 | 94,2 |
| 14 | 12-13 | 1 | 6,76 | 13 | 65 | 102,05 |

Дисперсія – 2,6 мкм

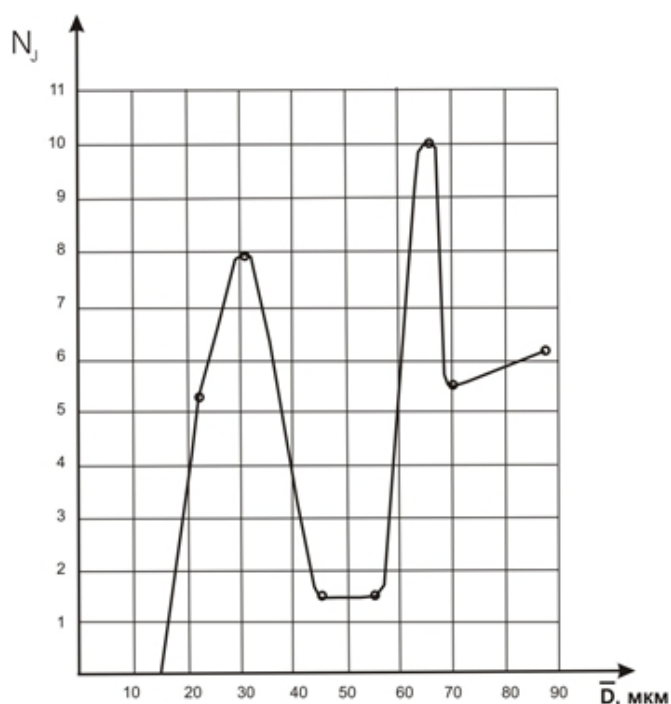


Рис. 4.53. Розподіл зерен за розмірами в сталі 60С2ХА. Гартування з температури 970°C + відпуск.

Таблиця 4.11

Аналіз розподілу зерен за розмірами в сталі 60С2ХА після гартування з температури 970°C та відпуску

| Номер групи п/п | Інтервал діаметрів зерен, мм | К-сть зерен N_i | Число зерен в одиниці об'єму N_j | Середній діаметр зерна на шліфі | | Діаметр зерна в об'ємі D , мкм |
|-----------------|------------------------------|-------------------|------------------------------------|---------------------------------|--------|----------------------------------|
| | | | | d, мм | d, мкм | |
| 1 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |
| 2 | 0-1 | 0 | 0,8 | 0 | 0 | 0 |
| 3 | 1-2 | 1 | 1,2 | 1,5 | 7,5 | 11,75 |
| 4 | 2-3 | 7 | 5,33 | 2,93 | 14,6 | 22,69 |
| 5 | 3-4 | 6 | 5,3 | 3,83 | 19,1 | 30,09 |
| 6 | 4-5 | 5 | 8,05 | 4,6 | 23 | 36,11 |
| 7 | 5-6 | 3 | 1,5 | 58,33 | 29,1 | 45,78 |
| 8 | 6-7 | 3 | 1,5 | 6,83 | 34,15 | 53,64 |
| 9 | 7-8 | 3 | 10,03 | 7,66 | 38,33 | 60,1 |
| 10 | 8-9 | 1 | 5,269 | 9 | 45 | 70,65 |
| 11 | 9-10 | 0 | 1,26 | 0 | 0 | 0 |
| 12 | 10-11 | 1 | 6,28 | 10,5 | 52,5 | 82,43 |
| 13 | 11-12 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 |

Дисперсія – 1,65 мкм

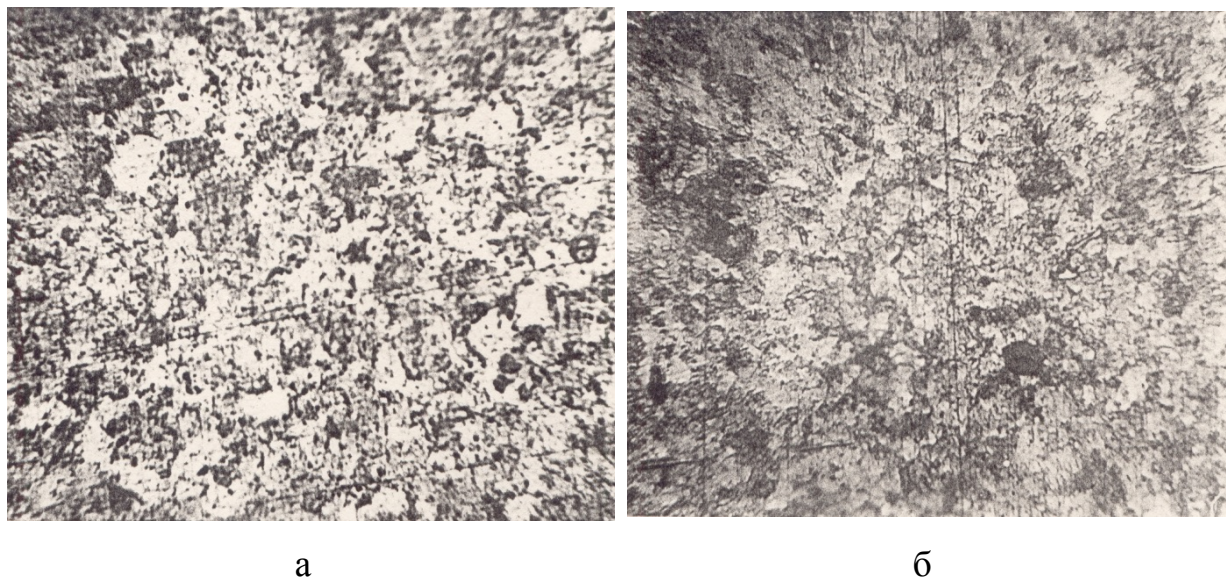


Рис. 4.54. Мікроструктура сталі 60C2 (а) та 60C2ХА (б). Гартування з температури 970°C, $\times 100$.

Об'ємна частка зерен з діаметром 31,4 мкм складає 18%, а зерен з діаметром 70,65 мкм – 8% (рис. 4.54, табл. 4.11).

Отже, при оптимізації режимів термічної обробки для кожної сталі необхідно визначити температурно-часові умови виникнення різнозернистості, яка зумовлює появу більшої кількості потрійних стиків, зниження ударної в'язкості та опору крихкому руйнуванню.

4.4. Роль карбідної фази в процесах руйнування сталей після покращення

Присутність в сталях фаз, властивості яких суттєво відрізняються, сприяє крихкому руйнуванню, тому що під напруженням поблизу міжфазних границь у фазі з низькою границею текучості виникає концентрація напружень. Підвищення опору крихкому руйнуванню досягають, створюючи максимально однорідну структуру, фазові складові якої мають близькі значення опору деформації, та регулюючи розмір зерна, форму й орієнтацію кристалів, величину карбідів у тілі зерна і на поверхнях розділу, перерозподіл зернограничних домішок і фаз, а також

структурно-енергетичний стан поверхонь поділу зерен. Щоб визначити шляхи управління структурою і станом внутрішніх поверхонь розділу, вивчали зв'язок між карбідоутворенням під час відпуску і окрихченням сталей [334, 335, 336, 337, 338].

Прутки сталей промислової виплавки (табл. 4.12) відпалювали, з них виготовляли зразки, які гартували (після нагріву в соляній ванні) і відпускали при 600°C з охолодженням у воді. Для частини зразків проводили вторинний окрихчувальний відпуск при 550°C протягом двох годин із наступним повільним охолодженням. Після термічної обробки визначали твердість, механічні властивості і схильність до крихкого руйнування сталей (табл. 4.12, 4.13). яку оцінювали за порогом холодноламкості t_{50} при випробуваннях зразків на ударний згин в інтервалі температур від -196°C до +100°C з вимірюванням ударної в'язкості і відсотка в'язкої складової у зломі. Структуру сталей і їх зломи вивчали на оптичному та електронних мікроскопах. Проводили карбідний і рентгеноструктурний аналізи, оцінювали розмір зерен, різнозернистість, сумарну довжину поверхонь поділу (міжзеренних границь) і густину розподілу карбідів. Середню густину міжзеренних виділень ρ_i , які розміщені на поверхні зерна, розраховували за електронними фотографіями, отриманими з екстрагованих реплік $\rho = n/(l \cdot r)$ (n – кількість частинок на границі довжиною l ; r – середній розмір виявлених частинок).

Частку границь із певною густиною карбідів оцінювали їх відношенням до загальної довжини границь ($1/L$, %).

Таблиця 4.12

Механічні властивості сталей

| Марка сталі | НВ, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | КСУ, МДж/м ² |
|-------------|---------|----------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 20 | 163 | 245 | 410 | 25 | 55 | 2,2 |
| 12Х3А | 280 | 685 | 930 | 11 | 55 | 2,3 |
| 40 | 289 | 735 | 930 | 11 | 55 | 1,6 |
| 40Х | 348 | 785 | 980 | 10 | 45 | 1,4 |

Стереоскопічною електронною мікроскопією досліджували форму і розміри карбідних виділень за допомогою реплік, екстрагованих із поверхні шліфів і зломів. Визначили відсоткове співвідношення мікромеханізмів руйнування сталей.

Із підвищенням вмісту вуглецю зміщення порогу холодноламкості Δt_{50} в сторону високих температур після вторинного відпуску збільшується для вуглецевих і легованих сталей (табл. 4.13). Проте, зміна величини Δt_{50} у легованих сталях більша, ніж у вуглецевих, що пов'язане з впливом карбідної фази.

Таблиця 4.13

Вплив хімічного складу на критичну температуру крихкості і мікромеханізм руйнування сталей

| Марка сталі | $\Delta t_{50}, ^\circ\text{C}$ | Ступінь окрихчення $\Delta t_{50}, ^\circ\text{C}$ | Частка в зоні крихкого мікрорельєфу на зломі при $t_{50}, \%$ | | |
|-------------|---------------------------------|--|---|-------------------------------|---------------------------|
| | | | Ямкового | Квазівідкольного | |
| | | | | Череззеренного | Міжзеренного |
| 20 | 153/165 | 12 | $10 \pm 2 / 5 \pm 2$ | $90 \pm 1 / 90 \pm 1$ | $0 / 5 \pm 2$ |
| 12ХНЗА | 158/203 | 45 | $10,5 \pm 0,5 / 6,2 \pm 0,8$ | $85,2 \pm 1 / 55,2 \pm 1,2$ | $7 \pm 0,5 / 38 \pm 0,5$ |
| 20ХНЗА | 193/243 | 50 | $8 \pm 2 / 4 \pm 2$ | $82 \pm 1 / 46 \pm 1$ | $10 \pm 2 / 50 \pm 1$ |
| 40 | 183/203 | 20 | $9,5 \pm 0,4 / 3,7 \pm 0,5$ | $90,5 \pm 1,5 / 84,3 \pm 1,6$ | $2 \pm 0,8 / 12 \pm 0,6$ |
| 40Х | 193/258 | 65 | $4,8 \pm 0,5 / 3,5 \pm 1,0$ | $85,2 \pm 0,8 / 41,5 \pm 1,0$ | $10 \pm 0,5 / 55 \pm 0,5$ |

Примітка. В чисельнику подано дані після первинного відпуску, у знаменнику – після вторинного.

Фрактографія показала, що після гартування і відпуску крихко руйнуються зразки при температурі t_{50} переважно шляхом череззеренного відколу. Але в крихких макрizonaх зломів зустрічаються окремі мікроділянки череззеренного ямкового і міжзеренного відкольного руйнування (табл. 4.13). Підвищення вмісту вуглецю збільшує частку міжзеренного мікрорельєфу за рахунок в'язкого. В легованих сталях міжзеренний відкол поширений.

Вторинний відпуск із повільним охолодженням змінює вклад різних мікромеханізмів у процес руйнування. Зростає частка міжзеренного злому, особливо в легованих сталях (табл. 4.13).

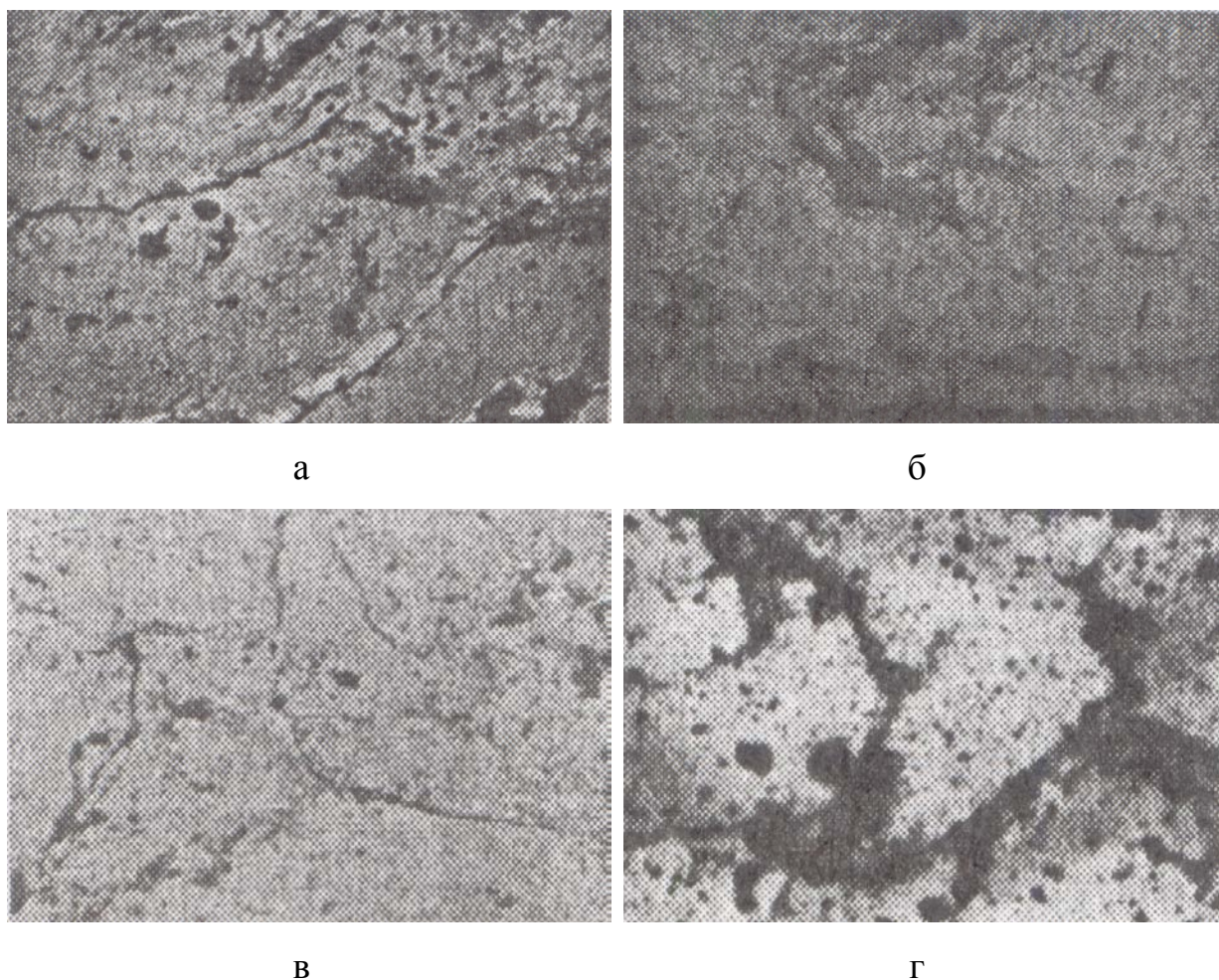


Рис. 4.55. Мікрофотографії сталей 12ХН3А (а), 20ХН3А (б), 40Х (в,г). а,б,г – гартування, відпуск 600°C та вторинний відпуск 550°C з повільним охолодженням; в – гартування і відпуск 600°C, х 4000.

Міжзеренні зломи у в'язкому і окрихченому станах суттєво відмінні. Після гартування і високого відпуску поверхня відколу не проходить по міжфазних границях. Після додаткового окрихчувального відпуску на зломах зустрічається велика кількість карбідних частинок і їх слідів, що вказує на підвищення ролі міжфазних границь у деформації та руйнуванні сталей. Карбідні частинки міжзеренних зломів окрихчених сталей поділяються на декілька розмірних груп. У сталях 20 і 40 крихкому руйнуванню сприяє виділення карбідів розміром понад 2 мкм на границях і 0,8...1,0 мкм в тілі зерен. У сталях 12ХН3А і 20ХН3А пластичність і ударна в'язкість високі, коли кількість карбідних частинок на одиниці довжини

границі менше $1,2 \text{ мкм}^{-1}$ (рис. 4.56, табл. 4.13). Подальше збільшення цього параметра викликає зменшення ударної в'язкості.

На екстрагованих вугільних репліках виявлено нерівномірний розподіл карбідних виділень розміром $0,05..1 \text{ мкм}$ (рис. 4.55 а, б). У сталі 12ХН3А границі однорідніші, ніж в сталі 40Х. Після окрихчувальної обробки густина карбідних виділень по границях істотно зростає (рис. 4.55 г). В сталі 40Х вона після вторинного відпуску з повільним охолодженням в два рази більша, ніж у в'язкому стані (рис. 4.55 в, г). Така зміна густини карбідів приводить до збільшення частки міжзеренного відколу під час крихкого руйнування сталі 40Х до 55%. Зменшення частки міжзеренного руйнування в сталі 12ХН3А після окрихчувальної обробки спричинене більш однорідним розподілом карбідів на границях зерен.

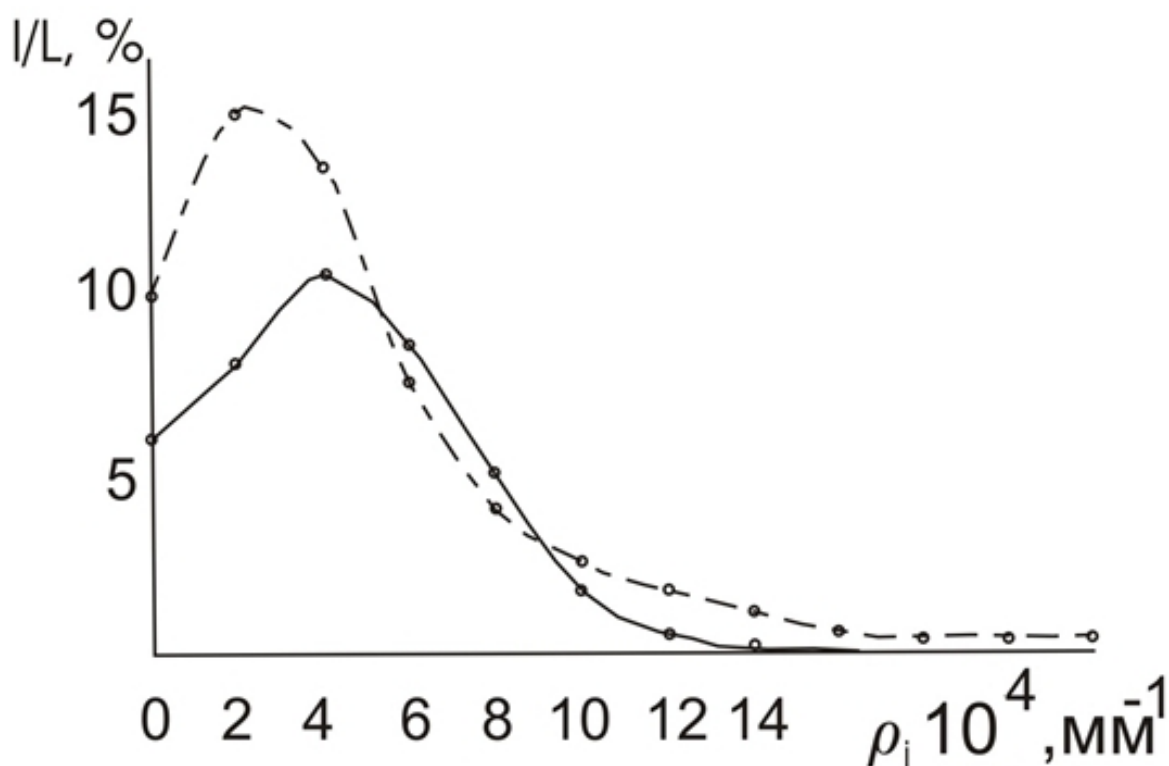


Рис. 4.56. Розподіл границь зерен сталі 12ХН3А (I/L) за густиною карбідних виділень (ρ). Суцільна лінія – в'язкий стан; штрихова – окрихчений стан.

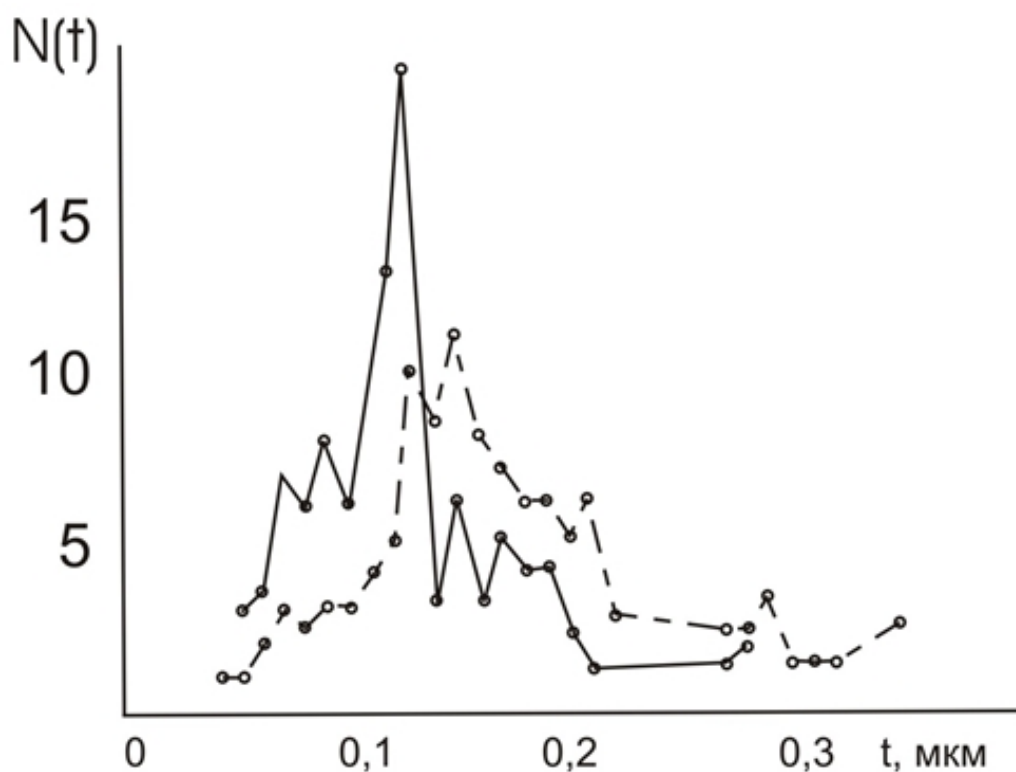


Рис. 4.57. Залежність кількості і поверхонь поділу зерен певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничної канавки t для сталі 40X. Суцільна лінія – в'язкий стан; штрихова – окрихчений стан.

Оскільки карбіди на поверхнях поділу зерен виділяються нерівномірно, досліджували енергетичні характеристики поверхонь поділу зерен. Для виявлення структури поверхонь поділу зерен іонно-плазмово травили шліфи на установці ВУП-4. Далі замірювали глибину травлення поверхонь поділу зерен, яка тут пропорційна енергії зв'язку атомів. З'ясувалося, що поверхні поділу мають різну глибину травлення. Для окрихченого стану криві розподілу поверхонь поділу зерен по глибині рівчаків травлення зміщуються відносно кривих для в'язкого стану до більших глибин (рис. 4.57), тобто в окрихченій сталі зростає площа поверхонь поділу зерен, на яких атоми характеризуються меншою енергією зв'язку. Глибина рівчаків поверхні поділу залежить від розмірів зерен, які її утворюють, а саме: для поверхонь поділу між великими зернами глибина канавки травлення дорівнює 0,0918 (0,0920) мкм між великими й малими зернами – 0,0975 (0,1178) мкм, між малими зернами –

0,1051 (0,1061) мкм і на потрійному стикові 0,1251 (0,1406) мкм, де значення без дужок стосуються в'язкого, а в дужках – крихкого стану. Так, у в'язкій сталі 40Х глибина канавок найменша між зернами великого розміру, а найбільша – між малими зернами і потрійними стиками зерен. Після окрихчувальної обробки глибші канавки спостерігаються на поверхнях поділу велике-мале зерно, а також на потрійних стиках зерен.

Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу суттєво впливає на процеси карбідоутворення під час відпуску. На границях із більшою зернограничною енергією інтенсивно адсорбуються вуглець і легуючі елементи. Карбіди, які ростуть, витісняють домішки і некарбідотвірні елементи, що пришвидшує формування на окремих поверхнях поділу зон, збагачених некарбідотвірними елементами й домішками. В результаті зменшується зчеплення на поверхнях поділу карбід-матриця і полегшується зародження субмікротріщин та їх міжзеренне поширення, чому сприяє підвищена густина карбідних частинок.

Таблиця 4.14

Вплив температури гартування на схильність до відпускнуї крихкості сталей.

| Марка сталі | Температура гартування, °С | Площа зерна, мкм ² | Δt_{50} , °С | Вміст карбідів, % |
|-------------|----------------------------|-------------------------------|----------------------|-------------------|
| 12ХНЗА | 920 | 75 | 48 | 1,9 |
| | 1020 | 185 | 29 | 1,2 |
| | 1100 | 1200 | 37 | 1,0 |
| 40Х | 840 | 520 | 68 | 6,0 |
| | 950 | 735 | 49 | 5,3 |
| | 1000 | 1840 | 70 | 5,0 |
| | 1100 | 2750 | 96 | 4,8 |

Примітка. Ступінь окрихчення Δt_{50} і вміст карбідів визначено після окрихчувального відпуску при 550°С протягом 1 год.

Легування або термічна обробка сталей зменшують густину зернограничних карбідів після вторинного відпуску, а відтак і їх окрихчення. Через неоднорідне виділення карбідів на границях цього

можна досягти, зменшуючи площу внутрішніх поверхонь поділу з вищим рівнем енергії.

Дослідження впливу температури гартування на схильність до відпускнуї крихкості показали, що для сталей 12ХН3А і 40Х її підвищення до значень, що не викликають суттєвого росту аустенітного зерна, збільшує опір крихкому руйнуванню (табл. 4.13). Металографічним аналізом встановлено, що при цих температурах утворилась структура без різнозернистості, рівчаки травлення поверхонь поділу зерен мають менші відмінності.

Таким чином, крихке руйнування вуглецевих сталей після поліпшення відбувається, в основному, череззеренно. Окрихчувальна обробка сталей 20 і 40 збільшує кількість зернограничних карбідів без зростання частки поверхонь поділу із підвищеною густиною карбідних виділень.

Роль карбідів у процесах міжкристалітного руйнування низьколегованих сталей обумовлена особливостями їх виділення. Збільшення частки поверхонь поділу зерен з густиною карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$ сприяє зміщенню порога холодноламкості в сторону високих температур на $45 \dots 65^\circ\text{C}$ і підвищенню частки міжзеренного рельєфу в крихкій зоні руйнування понад 50%.

4.5. Використання інваріантних моделей для вибору оптимальних параметрів мікроструктури покращених сталей.

Отримання металопродукції, властивості якої відповідають умовам експлуатації, набуває важливого значення для розвитку машинобудування, але вимагає врахування багаторівневого характеру структури сталей, наявності в ній різноякісних елементів, розробки засобів їх адекватного відображення. У зв'язку з цим є необхідність у використанні нових підходів, придатних для вирішення завдань системного аналізу формування структури сталей.

Системний аналіз сплавів і технологій їх обробки належить до найскладніших завдань матеріалознавства. Це зумовлено недостатньою розробленістю методів системних досліджень. Складність їх застосування в тому, що замість чітко регламентованої методики існує набір

метатеоретичних закономірностей. Визначення ефективних шляхів його використання і є завданням досліджень.

Таблиця 4.15

**Характеристика мікроструктури, опору крихкому руйнуванню,
схильності до окрихчення та будова зломів сталей**

| Марка сталі | Температура гартування, °C | Стан сталі | Діаметр зерна D, мкм | KCU, МДж/м ² | t ₅₀ , °C | Δt ₅₀ , °C | Частка міжзеренного руйнування |
|---|----------------------------|------------|----------------------|-------------------------|----------------------|-----------------------|--------------------------------|
| 40X | 870 | В'язк. | 18 | 1,4 | -80 | 65 | 5 |
| | | Окр. | | 1,2 | -15 | | 45 |
| | 1070 | В'язк. | 50/100 | 1,1 | -55 | 96 | 15 |
| | | Окр. | | 0,8 | 41 | | 82 |
| 40XC | 870 | В'язк. | 24 | 1,3 | -43 | 70 | 5 |
| | | Окр. | | 0,73 | 27 | | 55 |
| | 1070 | В'язк. | 36/168 | 1,04 | -32 | 108 | 25 |
| | | Окр. | | 0,56 | 76 | | 100 |
| 60C2 | 870 | В'язк. | 48 | 0,88 | 13 | 37 | 15 |
| | | Окр. | | 0,57 | 50 | | 45 |
| | 970 | В'язк. | 70 | 1,12 | -7 | 57 | 10 |
| | | Окр. | | 0,53 | 50 | | 65 |
| 60C2XA | 870 | В'язк. | 25/70 | 0,75 | 13 | 77 | 30 |
| | | Окр. | | 0,54 | 90 | | 85 |
| | 970 | В'язк. | 31/70 | 0,75 | 13 | 77 | 10 |
| | | Окр. | | 0,62 | 90 | | 90 |
| Примітка: В чисельнику наведено середній діаметр зерна в групі малих зерен, в знаменнику – середній діаметр зерна в групі великих зерен | | | | | | | |

Вивчали вплив кількісних характеристик мікроструктури, а також стану внутрішніх поверхонь поділу на опір крихкому руйнуванню сталей промислової виплавки (табл. 4.15).

Під час побудови інваріантної моделі структури використовували значення зерна в кожній розмірній групі, кількість потрібних стиків і

площу поверхонь поділу між зернами цього розміру, а також глибину зернограничних канавок після іонно-плазмового травлення сталей.

Гартування з підвищених температур призвело до появи різнозернистості в сталях зміни густини потрійних стиків і стану внутрішніх поверхонь поділу. У результаті в сталі 40Х поріг холодноламкості зсувається в бік високих температур на 25 °С у в'язкому стані і на 56 °С – в окрихченому. Схильність до відпускної крихкості при цьому зростає. У сталі 40ХС зміщення порогу холодноламкості після окрихчення становить 108 °С, а в сталі 60С2ХА – 77 °С.

Збереження однорідної зеренної структури в сталі 60С2 після гартування від 1070 °С підвищує ударну в'язкість та кількість в'язкої складової в зламі у всьому температурному інтервалі випробувань, зміщує поріг холодноламкості в область низьких температур на 20 °С. Частка міжзеренного руйнування при цьому зменшується (табл. 4.16).

Криві розподілу кількості поверхонь поділу певної глибини для сталей в окрихченому стані зміщуються щодо в'язкого стану до збільшення глибин рівчаків. Підвищення температури гартування призводить до зростання неоднорідності структури поверхонь поділу зерен як у в'язкому, так і в окрихченому станах. Аналіз крихких тріщин показав їх поширення по поверхнях поділу з більшою глибиною рівчаків травлення, тобто з вищим рівнем зернограничної енергії. Фактографічні дослідження підтвердили зростання частки інтеркристалітного руйнування в сталях за наявності різнозернистості.

Для поєднання багатомірності зеренної структури із закономірностями руйнування, алгоритмізованості і вибору шляхів підвищення експлуатаційних властивостей розробляли інваріантні моделі структури сталей.

Матрична і графічна форми моделі сталей після покращення включали характеристики міжзеренних поверхонь поділу і стиків кожної розмірної групи (рис. 2.6, див. розділ 2).

Наповнення системних інваріант проводили на підставі визначення площі поверхонь поділу з підвищеним рівнем зернограничної енергії, за якими можливе інтеркристалітне руйнування, і потрійних стиків зерен. Використовуючи результати експериментальних досліджень мікроструктури і стану внутрішніх поверхонь поділу, розраховували значення матричних параметрів сталей після покращення, а також після окрихчувальної обробки (табл. 4.16).

Таблиця 4.16

**Характеристика внутрішніх поверхонь розділення і моделей
структури сталей**

| Марка сталі | Температура гартування, °С | Стан сталі | Площа границь, (10 ² ·1/м) | Площа границь з підвищеним рівнем енергії, (10 ² ·1/м) |
|--|----------------------------|------------|---------------------------------------|---|
| 40Х | 870 | В'язк. | 372 | 130 |
| | | Окр. | 372 | 167 |
| | 1070 | В'язк. | 290/34 | 60/9 |
| | | Окр. | 290/34 | 118/29 |
| 40ХС | 870 | В'язк. | 1280 | 267 |
| | | Окр. | 1310 | 553 |
| | 1070 | В'язк. | 590/91 | 141/35 |
| | | Окр. | 604/148 | 126/60 |
| 60С2 | 870 | В'язк. | 1346 | 403 |
| | | Окр. | 1144 | 491 |
| | 970 | В'язк. | 1137 | 397 |
| | | Окр. | 1200 | 840 |
| 60С2ХА | 870 | В'язк. | 1252 | 325 |
| | | Окр. | 1250 | 408 |
| | 970 | В'язк. | 1210/54 | 302/60 |
| | | Окр. | 1370/188 | 931/187 |
| Примітка: У чисельнику наведені дані, що належать до групи зерен меншого діаметра, в знаменнику - більшого | | | | |

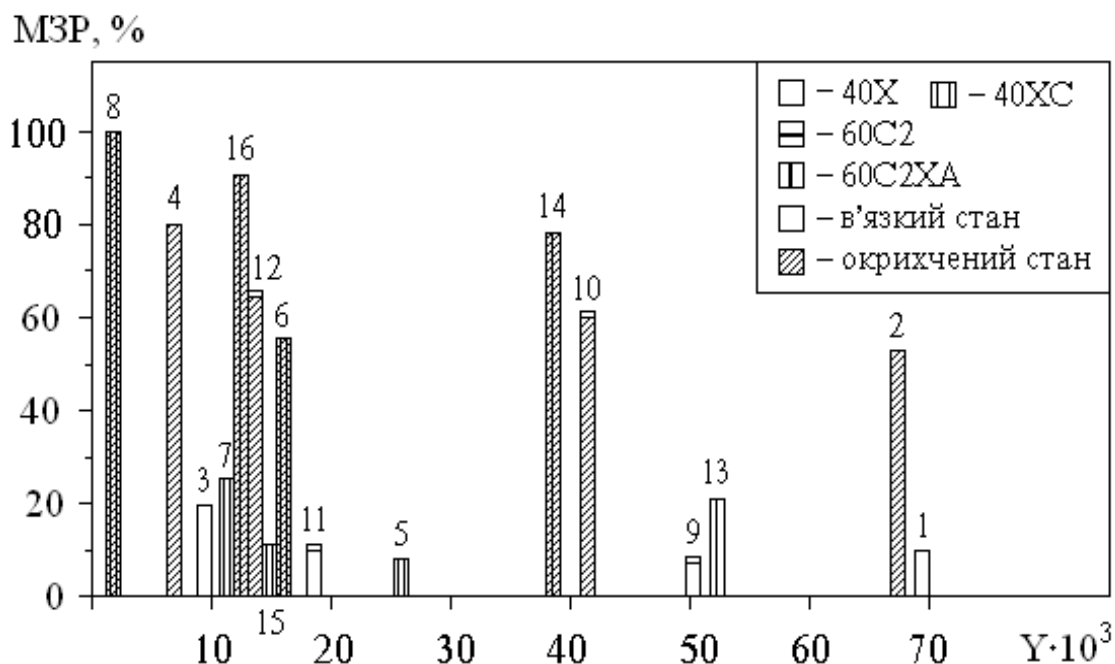


Рис. 4.58. Залежність частки міжзеренного руйнування від матричного параметру покращених сталей: 1, 2, 5, 6, 9, 10, 13, 14 - гартування від температури 870 °С; 11, 12, 15, 16 - гартування від температури 970 °С; 3, 4, 7, 8 - гартування від температури 1070 °С

Отримані дані використовували для побудови залежності частки міжзеренного руйнування в зразках, випробуваних при температурі напівкрихкості від визначника гіперкомплексної матриці (рис. 4.58).

Реалізація моделей на рівні числових оцінок засвідчила, що наявність у структурі більше п'яти відсотків зерен, які відрізняються на три номери еталонної шкали, посилює схильність сталей до відпускнуї крихкості із повним міжзеренним руйнуванням. Під час появи десяти відсотків зерен, що відрізняються на два номери в крихких зламах, спостерігається половина міжзеренного руйнування. Найменша частка інтеркристалітного сколу відповідає структурі, в якій відсутня різнозернистість і границі зерен мають менші відмінності.

Наявність у сталях карбідотвірного елемента хрому сприяє появі різнозернистості під час підвищення температури гартування. Аналіз розподілу поверхонь поділу зерен за глибиною рівчаків іонно-плазмового травлення, показав, що у в'язкій сталі 40Х глибина найменша між зернами великого розміру, а найбільша між малими зернами і потрійними стиками. Після окрихчувальної обробки глибші рівчаки спостерігаються на границях велике-мале зерно, а також на потрійних стиках цих зерен. Структурно-енергетичний стан границь суттєво впливає на карбідоутворення під час відпуску. На границях з більшою зернограничною енергією інтенсивно зростає густина карбідів, особливо після окрихчувальної обробки.

Отже, ступінь впливу різноякісних елементів структури на характер руйнування сталей визначається їх відношенням до рівня ієрархії структури. Структурними одиницями, які мають вирішальне значення і сприяють інтеркристалітному руйнуванню, є елементи, що належать до більш високого рівня ієрархії: поверхні поділу зерених конгломератів і стики, які утворені угрупованням кристалітів різних розмірів. Зменшення різнозернистості, частки поверхонь поділу зерен з вищим рівнем енергії є ефективним шляхом усунення схильності до інтеркристалітного сколу покращених сталей.

Керування станом внутрішніх поверхонь поділу кремнистих сталей проводили шляхом використання мікролегування [339, 341, 342] і термічної обробки [340].

Мікролегування поверхнево-активними елементами, збагачуючи поверхні поділу кристалів, знижуючи їх схильність до росту, подрібнюють структуру, збільшують площу внутрішніх поверхонь поділу. Зміна

структури вказує на суттєві зміни внутрішньої будови, аж до впливу на атомно-електронну структуру сталі.

Легування сталі 40ХС алюмінієм (0,02-0,06%), бором (0,001 – 0,003%), нібієм (0,02 – 0,06%) та кальцієм (0,001 – 0,002%) при співвідношенні вмісту бору до вмісту алюмінію рівному 0,05, а вмісту бору до фосфору не меншому як 0,1, забезпечує присутність бору в складі твердого розчину, що утруднює перенесення електричного заряду на іони фосфору, які знаходяться на міжфазних границях; в результаті зміни густини електронного заряду в області сегрегацій на границях зерен фосфору буде менше ніж в сталі без добавки бору, що спричинить меншу схильність до міжзеренного руйнування [341, 342].

Введення ніобію в сталь 40ХС забезпечує подрібнення зерна при термічній обробці та перешкоджає утворенню нітридів бору при аустенітизації, що в свою чергу забезпечує його присутність в складі твердого розчину або карбідів, посилюючи його позитивний вплив на електронну структуру великокутових границь зерен, що містять атоми фосфору. Мікролегування сприяє підвищенню всього комплексу механічних властивостей, особливо ударної в'язкості, холодостійкості та зниженню схильності до відпускнуї крихкості (табл. 4.17).

Як показали дослідження сталі 60С2 за допомогою методу оже-спектроскопії при вивченні зломів після ударного навантаження, інтеркристалітне руйнування здебільшого зумовлене впливом вуглецю та азоту. Сегрегації вуглецю та азоту приводять до формування на поверхнях поділу зерен додаткових ковалентних зв'язків, що знижує рухомість дислокацій та збільшує їх стабільність в приграничних зонах. Утворення приграничних дислокаційних скупчень створює внутрішні

напруження, утруднене стікання дислокацій до границь зерен, полегшує міжзеренне руйнування при ударному навантаженні.

Легування сталі 60С2 алюмінієм (0,02 – 0,06%), бором (0,001 – 0,003%), нібієм (0,02 – 0,06%), причому відношення вмісту бору до вмісту азоту складає не менше як 0,25 а відношення вмісту бору до вмісту алюмінію не менше як 0,05, приводить до усунення міжзеренного руйнування за рахунок відсутності сегрегацій азоту по внутрішніх поверхнях поділу розділу при відпуску [343, 344].

Для усунення сегрегацій вуглецю в сталь введений ніобій, який знаходиться в твердому розчині приграничних зон зерна і тим самим утруднює виділення вуглецю на границях зерен та послаблення міжзеренного зв'язку при деформації і руйнуванні.

Мікролегування сталі 60С2 підвищує механічні властивості сталі, як характеристики міцності, так і характеристики пластичності, а особливо ударну в'язкість та зміщення порогу холодноламкості в сторону понижених температур (табл. 4.17).

Проведені дослідження дозволили запропонувати нові сталі, захищені патентами, які мають експлуатаційні властивості, значно вищі відомих сталей (№№ 2016124, 2016126 –патенти Російської федерації; №№ 3085, 3086 – патенти України).

Таблиця 4.17

Хімічний склад та властивості запропонованих сталей

| C | Si | Mn | Cr | Al | B | Ca | Nb | Обробка | σ_{T1} , кгс/мм ² | σ_B , кгс/мм ² | δ , % | ψ , % | KCU, кгсМ/см ² | t ₅₀ , °C |
|----------------|--------------|--------------|--------------|----------------|------------------|-----------------|----------------|---|--|-------------------------------------|-----------------|---------------|------------------------------|-------------------------|
| 0,34- -0,42 | 1,0- -1,4 | 0,3- -0,5 | 1,3- -1,6 | 0,02- -0,06 | 0,001- 0,003 | 0,001- -0,02 | 0,02- -0,06 | Гартування 870°C, відпуск 630°C (в'язкий стан) | 79- -80 | 106- -108 | 13 | 54- -55 | 8,5- -9,5 | 55- -60 |
| | | | | | | | | Гартування 870°C, відпуск 630°C, відпуск 550°C (окрихчений стан) | 77,8- -78,2 | 105- -106 | 11 | 49- -50 | 6,5- -6,7 | 15- -20 |
| 0,57- -0,65 | 1,2- -2,0 | 0,6- -0,9 | - | 0,02- -0,06 | 0,001- -0,003 | - | 0,02- -0,06 | Гартування 870°C, відпуск 460°C | 128- -130 | 139,1- -141 | 7- -7,5 | 27- -28 | 2,5- -3 | |
| | | | | | | | | Гартування 870°C, відпуск 550°C | 116- -118,5 | 139- -140,5 | 13- 13,7 | 34,5- 35,5 | 3,3- -3,7 | 15- 20 |

4.6. Висновки по четвертому розділу.

1. Проведена оптимізація технологічних режимів термічної обробки для підвищення опору крихкому руйнуванню сталей під час гартування і високого відпуску за рахунок вибору раціональних параметрів мікроструктури і структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен, що забезпечується спрямованим впливом легування на внутрішні поверхні поділу.

2. Показано, що найбільший вплив на схильність досліджуваних сталей при покращенні до утворення міжзеренної пошкодженості і руйнування в умовах ударного навантаження має комплексне легування кремнієм і хромом. Зміщення порогів холодноламкості в сторону високих температур в сталях 60С2ХА та 40ХС при наявності різнозернистості після відпуску з повільним охолодженням становить відповідно складає 77°C і 108 °C.

3. Аналіз структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен після іонно-плазмового травлення сплавів виявив, що середня статистична вага глибини рівчаків в окрихченому стані є більшою, ніж у в'язкому. Криві розподілу поверхонь поділу зерен за глибиною рівчаків травлення для окрихченого стану зміщені відносно кривих для в'язкого стану в сторону більших глибин, що корелює із зростанням частки міжзеренного руйнування сталей при ударних навантаженнях.

4. Роль карбідів в утворенні міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванні обумовлена збільшенням частки границь зерен з густиною карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$. Виділення зернограничних карбідів сферичної форми в сталі 40Х призводить до міжзеренного руйнування за механізмом розшаровування по границям карбід-матриця, більша схильність до міжзеренного руйнування сталей, легованих хромом і кремнієм, пов'язана із утворенням витягнутих карбідів, які розтріскуються в умовах ударного навантаження.

5. Вплив різноякісних елементів структури на характер руйнування сталей визначається їх відношенням до рівня ієрархії структури. Структурними одиницями, які мають вирішальне значення і сприяють інтеркристалітному руйнуванню, є елементи, що належать до більш високого рівня ієрархії: поверхні поділу зеренних конгломератів і стики, які утворені угрупованням кристалітів різних розмірів. Зменшення різнозернистості, частки поверхонь поділу зерен з вищим рівнем енергії є ефективним шляхом усунення схильності до інтеркристалітного сколу покращених сталей.

6. Експериментально показано, що поширення тріщини в окрихчених зразках відбувається по міжзеренних поверхнях з більшою зернограничною енергією. В сталях з хромом ослаблення міцності міжзеренного зв'язку зумовлене міжкристалітною внутрішньою адсорбцією фосфору на міжфазних поверхнях карбід-матриця, а в сталі, легованій кремнієм, – сегрегацією кремнію на потрійних стиках поверхонь поділу зерен та вуглецю і азоту на внутрішніх поверхнях розділу.

7. На основі встановлених закономірностей зміни структурно-енергетичного стану поверхонь поділу зерен сплавів запропоновані технології комплексного мікролегуювання алюмінієм, бором і нібієм, які підвищують однорідність розподілу зерен за розмірами, зменшують густину потрійних стиків, і забезпечують усунення інтеркристалітного руйнування покращувальних сталей.

Запропоновані технологічні рішення захищені двома авторськими свідоцтвами і чотирма патентами України і Росії.

Розділ базується на результатах робіт [178, 179, 180, 181, 233, 237, 238, 239, 240, 241, 244].

РОЗДІЛ 5

ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ МІКРОЛЕГУВАННЯ ПРИ ПІДВИЩЕННІ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ВИРОБІВ

5.1. Структура і межзеренна пошкоджуваність сталей.

Отримання металопродукції із властивостями, що відповідають умовам експлуатації, набуває важливого значення для розвитку машинобудування і забезпечується формуванням оптимальних структур. Вирішення цієї проблеми можливе на основі використання технологічних прийомів, що базуються на управлінні структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь розділу.

Відсутність обґрунтованих критеріїв та принципів оцінки стану внутрішніх поверхонь розділу, які би дозволяли прогнозувати поведінку полікристалів, обумовлює необхідність встановлення взаємозв'язку між структурою, енергетичними параметрами поверхонь поділу зерен, фізичними властивостями, а також факторами, які визначають опір утворенню міжзеренних пошкоджень в деталях при дії зовнішніх навантажень [345, 346].

Локальна природа руйнування обумовлює необхідність дослідження процесу накопичення пошкоджень в матеріалах в умовах дії зовнішніх навантажень. Багатостадійний процес руйнування включає в себе наступні етапи: 1) накопичення пошкоджень і порушень суцільності матеріалу в полі напружень і деформацій; 2) розвиток макротріщин в середовищі з мікродефектами; 3) катастрофічний ріст тріщин при заданих на границях тіла навантаженнях і переміщеннях. Тривалість першої стадії відіграє суттєву роль в загальному або залишковому ресурсі матеріалів [347, 348, 349].

Розробка науково-обґрунтованих рекомендацій по пошуку ознак формування структури з найбільшим опором до утворення і розвитку пошкоджень вимагає детального аналізу впливу елементів структури

різних рівнів ієрархії на формування зернограничних пошкоджень, при утворенні яких витрачається менше енергії.

Деталі, які виготовлені із середньовуглецевих низьколегованих сталей завдяки своїй структурі, яка отримується після гартування та високого відпуску, працюють в умовах тривалих силових навантажень.

Схильність до міжзеренного руйнування залежить від виділення карбідів [325].

Під час відпуску і, особливо, окрихчувального зернограничні карбіди переважно ростуть на границях з більшою енергією. На цих ділянках формуються зони, збагачені домішковими і некарбідотвірними елементами. В результаті зменшується зчеплення на поверхнях розділу карбід-матриця, полегшується зародження пошкоджень та їх міжзеренне поширення.

В присутності хрому і кремнію збільшується кількість зернограничних карбідів. Це зменшує вміст вуглецю в твердому розчині, збільшує кількість вакансій в приграничних зонах зерен. Суттєву роль в процесах утворення пошкоджень і міжзеренного руйнування відіграє форма зернограничних карбідів. В карбідах, близьких до сферичних, відшаровування поверхонь карбід-матриця домінує над об'ємним розтріскуванням. В сталях з хромом і кремнієм утворюються карбіди витягнутої форми (рис. 5.1), які руйнуються сколом при дії зовнішнього навантаження. Це підтверджується зростанням кількості хрому в міжзеренних зонах сталей, легованих цими елементами (рис. 4.31). Збільшення вмісту кремнію в зломах сталей пов'язано із розшаруванням твердого розчину, утворенням зон, збагачених кремнієм, по яким відбувається руйнування.

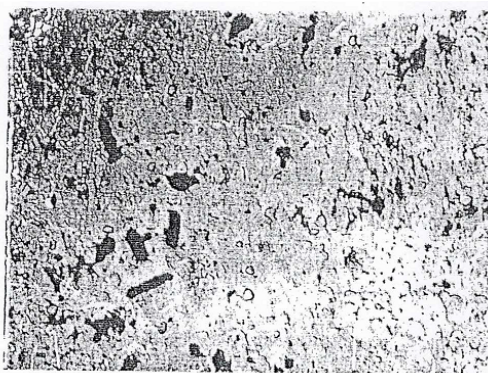


Рис. 5.1. Мікрофрактограма окрихченого зразка сталі 40ХС, загартованого з температури 1070°С, випробуваного на ударний згин при температурі -196°С, х 3500

Слід відзначити, що в усіх досліджених сталях (див. розділ 4) при підвищенні температури гартування з'являється різнозернистість, яка сприяє зростанню частки міжзеренного руйнування в зломах зразків, випробуваних на ударний згин (табл. 4.15). Причому негативний вплив різнозернистості проявляється сильніше в сталях, що містять хром і кремній, через будову приграничних зон зерен – зростання частки нерівноважних границь з більш високим рівнем пористості і зернограничних дефектів.

Мікрорентгеноспектральний аналіз зломів показав, що в сталі 40Х на міжзеренних поверхнях окрихчених зразків виявляються сегрегації хрому і марганцю, які знаходяться поруч. В сталі 40ХС міжзеренні поверхні збагачені кремнієм і хромом. Кількість хрому на цих ділянках є більшою ніж в сталі 40Х (рис. 4.15, 4.16), особливо після гартування із підвищених температур.

В окрихчених зразках сталі, що легована тільки кремнієм, спостерігаються області підвищеної концентрації кремнію і марганцю. Кремній переважно виявляється на стиках зерен, а марганець на ділянках міжзеренного руйнування. В сталі із хромом і кремнієм в зломі суттєво зростає кількість зон, збагачених двома елементами. Причому кремній виявляється не тільки на потрійних зеренних стиках, але і на поверхнях міжзеренного руйнування.

Підвищення температури гартування активізує неоднорідний розподіл легуючих елементів у в'язких і особливо окрихчених сталях: легуючі

елементи знаходяться на ділянках міжзеренного злому в більшій кількості, ніж в аналогічних зразках, загартованих від низьких температур.

Метод оже-електронної спектроскопії підтвердив присутність на поверхнях міжзеренного руйнування хромо-кремнистих сталей в окрихченому стані кремнію, фосфору, вуглецю і хрому. Причому кількість кремнію і фосфору в зломах є вищою, ніж в сталі, що легована одним елементом.

Дослідження властивостей локальних об'ємів зерен (табл. 5.1) дозволило запропонувати критерій схильності до міжзеренного руйнування сталей – співвідношення (5.1), (5.2).

Таблиця 5.1

Вплив окрихчувального відпуску на поріг холодноламкості, кількість міжзеренного руйнування, характеристики стану локальних об'ємів зерна і градієнту властивостей

| Марка сталі | Стан сталі | Зміщення порогу холодноламкості, Δt_{50} | Частка міжзеренного руйнування, % | Мікро-твердість, 10^7 Н/м ² | | Значення функціоналу F , м ⁻¹ |
|-------------|------------|--|-----------------------------------|--|---------|--|
| | | | | зерна | границі | |
| 40 | В'язкий | 22 | 2 | 235 | 246 | 2340 |
| | Крихкий | | 12 | 237 | 266 | 6118 |
| 40X | В'язкий | 68 | 10 | 246 | 265 | 3861 |
| | Крихкий | | 55 | 249 | 288 | 7831 |

Оцінювали схильність до утворення міжзеренних пошкоджень сталей за допомогою функціоналу, який враховує розподіл мікротвердості у структурі матеріалу на мезорівні:

$$P = F(H_{\mu}(x)). \quad (5.1)$$

Введено континуальний критерій зміни мікротвердості:

$$F(H_{\mu}(x)) = \frac{H_{\mu_{gr}} - H_{\mu_{зер}}}{H_{\mu_{зер}} \frac{\langle d \rangle}{2}} = g, \quad (5.2)$$

де $H_{\mu_{gr}}$ - мікротвердість границі зерна, $H_{\mu_{зер}}$ - мікротвердість зерна, $\langle d \rangle$ - середній розмір зерна [330].

На основі інтерполяції експериментальних результатів отримана функціональна залежність частки міжзеренного руйнування від відносного градієнту властивостей сплавів в локальних об'ємах. Встановлено, що сталі розділяються на три групи – з малою, стабільною і катастрофічною схильністю до міжзеренного руйнування (рис. 5.2).

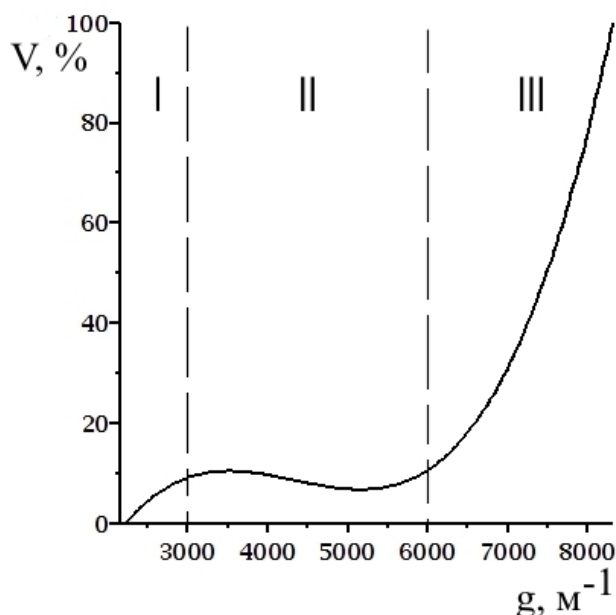


Рис. 5.2. Залежність міжзеренного руйнування від параметру g : I - зона малого (незначного) міжзеренного руйнування, II - зона стабільного міжзеренного руйнування, III - зона катастрофічного міжзеренного руйнування.

Як видно при значенні функціоналу до 3000 м^{-1} сталі характеризуються невеликою схильністю до міжзеренного руйнування. При функціоналі, що знаходиться в межах від 3000 до 6000 м^{-1} в сталях проявляється стабільне міжзеренне руйнування 10..12 %. Коли функціонал приймає значення понад 6000 м^{-1} – сталі є схильні до катастрофічного міжзеренного руйнування.

Для встановлення зв'язку між характеристиками міцності міжзеренних границь сталей і будовою локальних об'ємів зерен проводили визначення в них густини дислокацій. Після замірів мікротвердості визначали густини дислокацій розрахунковим методом [226, 227]. Результати представлені в табл. 5.2.

**Вплив режимів термічної обробки сталей 40 і 40Х на
мікротвердість і густину дислокацій в локальних об'ємах зерен**

| Марка сталі | Стан сталі | Мікротвердість, 10^7 Н/м^2 | | Густина дислокацій, см^{-2} | |
|-------------|------------|--------------------------------------|---------|--------------------------------------|----------------------|
| | | зерна | границі | зерна | границі |
| 40 | В'язкий | 235 | 246 | $2,21 \cdot 10^{11}$ | $2,43 \cdot 10^{11}$ |
| | Крихкий | 237 | 266 | $2,25 \cdot 10^{11}$ | $2,84 \cdot 10^{11}$ |
| 40Х | В'язкий | 246 | 265 | $2,26 \cdot 10^{11}$ | $2,62 \cdot 10^{11}$ |
| | Крихкий | 249 | 288 | $2,31 \cdot 10^{11}$ | $3,10 \cdot 10^{11}$ |

Як видно густина дислокацій на границях зерен є вищою для сталей 40 і 40Х після всіх видів режимів термічної обробки. В окрихченому стані густина дислокацій зростає найбільш суттєво для сталі 40Х, що вказує на зменшення пластичності приграничних зон зерен і посилення їх схильності до міжзеренного руйнування.

Проведені розрахунки показали, що запропонований критерій схильності до міжзеренного руйнування сталей є фізично обґрунтованим параметром і має прямий зв'язок із густиною і поведінкою дислокацій в приграничних зонах зерен при дії зовнішнього навантаження.

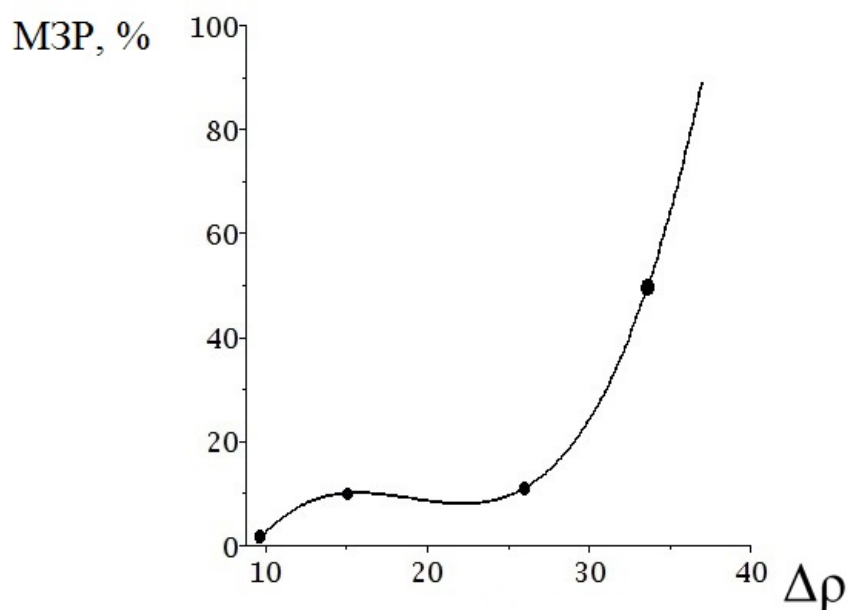


Рис. 5.3. Вплив відносної густини дислокацій в приграничних зонах зерен на частку міжзеренного руйнування в сталях 40 і 40Х.

Розрахунок відносної густини дислокацій в приграничних зонах зерен вказує на зростання частки міжзеренного руйнування із її підвищенням (рис. 5.3).

Прикладне (інженерне) використання розробленої в роботі методології показано на рис. 5.4.

Вихідними даними для досліджень є характеристики структури матеріалів, які в загальному подаються у вигляді n -вимірного вектору. Коли $n \geq 4$ необхідно використовувати системні моделі, при $n = 2..3$ використовуються континуальні моделі інтеркристалітного руйнування, а при $n = 1$ – функціонально-градієнтну модель великокутової границі зерна (рис. 5.4).

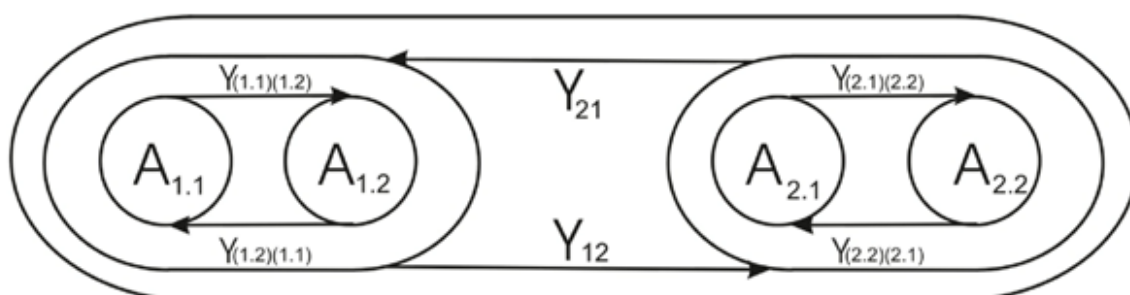
При ударних навантаженнях швидкість деформації складає 10^2 с^{-1} [350], тобто короткочасно задається велика кількість енергії в малій області тіла. Для підвищення опору руйнуванню внутрішні поверхні розділу мають бути такими, щоб максимально швидко передавати енергію від одного зерна до іншого вглиб матеріалу. У випадку концентрації енергії в приграничних областях границі зерен стають місцями значного градієнта енергії, що призводить до руйнування вздовж границь.

Для підвищення опору інтеркристалітному руйнуванню необхідно, щоб атоми контактуючих зерен знаходились у зчепленні і мали можливість передавати пружні і пластичні деформації.

Оскільки зерна мають неправильну форму, а їх центри мас не лежать на одній осі, то при проходженні ударно-хвильового фронту в умовах випробувань на згин виникають крутні моменти. В зв'язку із цим при ударному навантаженні спостерігаються повороти окремих зерен у фронті ударної хвилі. Найбільш інтенсивні повороти розвиваються під дією високих градієнтів зсувних напружень. Якщо розміри зерен менше ширини ударного фронту, то в поворот включаються фрагменти, що складаються із кількох зерен. Коли розмір зерна є співрозмірний або перевищує ширину ударного фронту, відбувається поворот окремих зерен відносно інших.

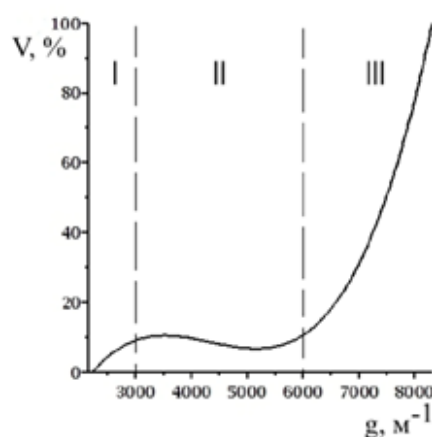
Вхідні дані, що описують структуру: $(x_1, x_2, x_3, x_4, \dots)$

I. СИСТЕМНА МОДЕЛЬ $n \geq 4$



II. ФІЗИЧНО-РОЗРАХУНКОВІ МОДЕЛІ

Континуальна модель інтеркристалітного руйнування $\eta = 2..3$



Функціонально-градієнтна енергетична модель структури зерна $\eta = 1$

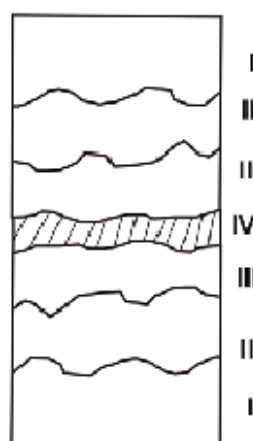


Рис. 5.4. Область компетенції розроблених моделей.

В зв'язку із тим, що біля зон удару формується вузький ударний фронт, який по мірі просування розширюється, при наявності

різномірності існує більша кількість зерен, співрозмірних із шириною ударного фронту, що приймає участь у поворотах. В результаті зростає частка границь зерен з більш високим рівнем зернограничних дефектів і енергії (γ_B). У відповідності із співвідношенням (2.18) енергія (γ^*), що витрачається на утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування, зменшується.

Аналіз отриманих результатів показав, що фактори, які сприяють міжзеренному руйнуванню покращуваних сталей, можна розділити на три групи: хімічний склад сталей, структура, дія зовнішнього навантаження (рис. 5.5). Негативний вплив хімічного складу сталей на утворення міжзеренних пошкоджень проявляється внаслідок присутності домішок Sb, Sn, P, As, які можуть утворювати сегрегації на границях зерен, особливо в комплекснолегованих сталях в умовах технологічних обробок і експлуатації.

Роль зовнішнього навантаження проявляється в можливості утворення напружень розтягу поблизу границь зерен і зеренних стиків. Концентрація напружень в приграничних областях зростає із збільшенням різниці механічних властивостей контактуючих зерен і ступеню кривизни поверхонь розділу. Наявність локальних областей розтягу поблизу границь зерен має особливе значення для процесів руйнування, оскільки в них відбувається формування зернограничних пошкоджень і зародження тріщин.

Важливу роль в процесах зношування відіграє структурно-енергетичний стан великокутових границь зерен. Аналіз кутів в потрійних стиках зерен показав, що в сталі 40ХНМ частка потрійних стиків зерен, в яких границі суттєво відрізняється по рівню енергії, є менша, ніж в сталі 40ХС (табл. 3.2, табл. 3.9). Так після гартування від 860 °С частка напружених стиків в сталі 40ХНМ складає 0% (табл. 3.7), а в сталі 40ХС – 6,67%. В сталі 40Х ця частка складає 3,33 % (табл. 3.2).

Аналіз масової інтенсивності зношування показав, що її приріст в окрихченому стані залежить від частки напружених стиків. Її підвищення після гартування від 860°С в сталі 40ХС приводить до зростання

інтенсивності зношування на 38%. В сталі 40X частка стиків з найбільшим градієнтом енергії складає 3,33%, а приріст інтенсивності зношування 14%, а в сталі 40ХНМ відповідно 0% і 7% (рис. 5.6, а).

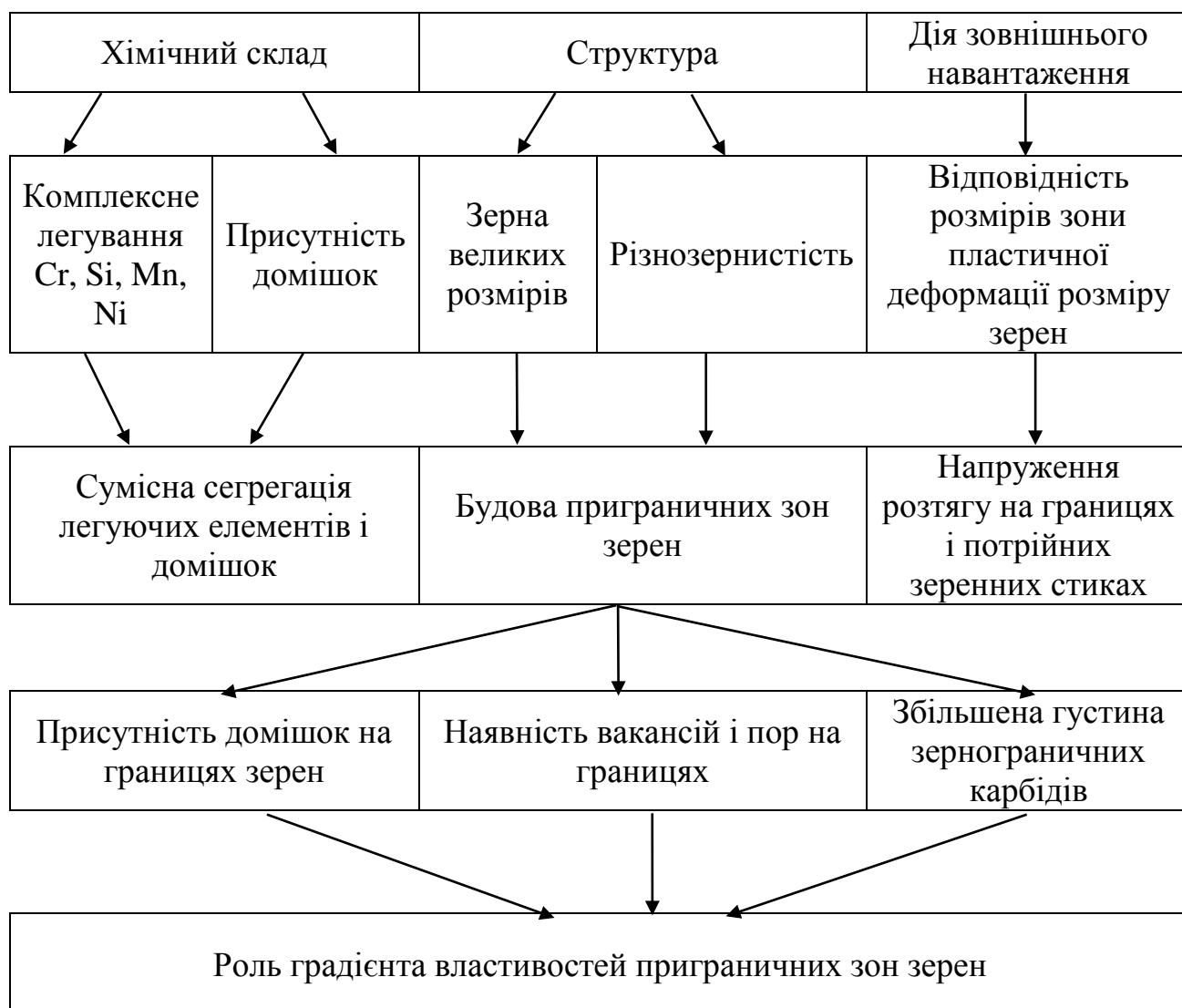
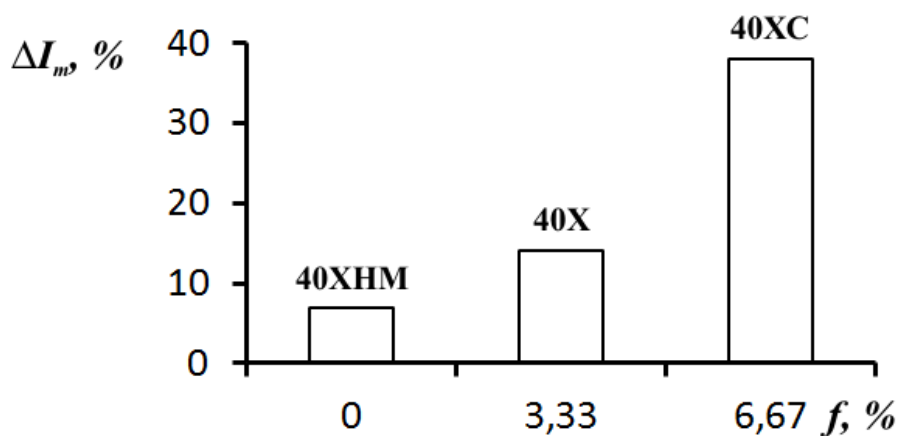
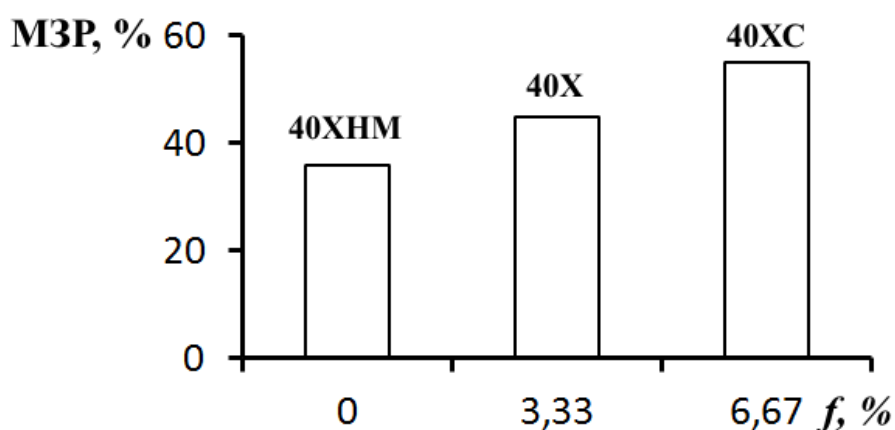


Рис. 5.5. Фактори, що сприяють утворенню міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванню покращувальних сталей



а



б

Рис. 5.6. Залежність приросту інтенсивності зношування (а) і кількості міжзеренного руйнування при температурі напівкрихкості (б) після окрихчувальної обробки покращених сталей 40X, 40XNM, 40XC від частки потрійних стиків з високим градієнтом енергії границь зерен (сталі гартували від температури 860°C).

Слід відмітити, що отримані результати аналізу впливу частки напружених стиків на інтенсивність зношування знаходиться в кореляції із кількістю міжзеренного руйнування в зломах зразків, які пройшли випробовування на ударний згин при температурі напівкрихкості (рис. 5.6, б).

Оптимізація структури і хімічного складу покращувальних сталей для підвищення опору утворенню міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванню вимагає детального аналізу процесів, які відбуваються в приграничних зонах зерен із градієнтною будовою, що змінюється при технологічних обробках і експлуатації виробів.

5.2. Вплив мікродобавок бору і РЗМ на розмірні характеристики зерен і структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу покращувальних сталей

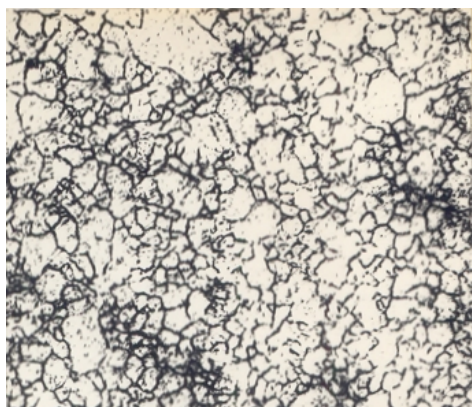
Властивості сталей визначаються такими структурними складовими, як величина зерна, різнозернистість, питома гранична поверхня, що являє собою площу поверхні поділу зерен в одиниці об'єму, густина потрійних стиків, де є найбільша кількість дефектів кристалічної будови, і які є потужними концентраторами напружень.

Вивчали вплив комплексного мікролегування бором і рідкоземельними металами на інтеркристалітне руйнування сталей.

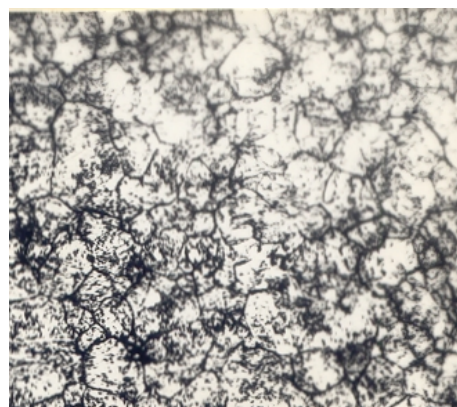
Результати металографічних досліджень представлені на рис. 5.6 і в табл. 5.3.

Проведені дослідження показали, що в сталі 40 отримується рівномірне дрібне зерно (табл. 5.3). При введенні бору розмір колишнього аустенітного зерна збільшується. Мікролегування сталі 70 на розмір зерна суттєво не впливає (табл. 5.3). Малі добавки елементів найбільше впливають на зеренну структуру легованої сталі.

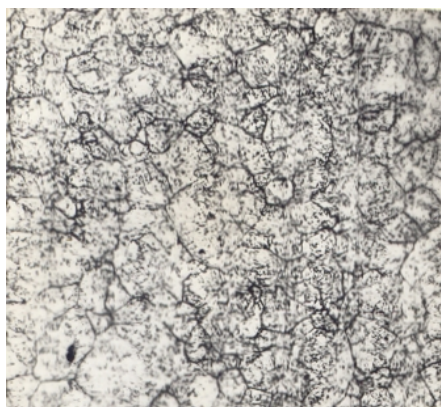
Металографічні дослідження сталей показали, що в сталі 40ХГ без мікродобавок (рис. 5.6) розмір зерна складає 15...18 мкм. Сумарна площа поверхонь поділу зерен складає 1449 см^{-1} . Після окрихчувального відпуску розмір зерна не змінюється, але поверхні поділу зерен протравлюються сильніше.



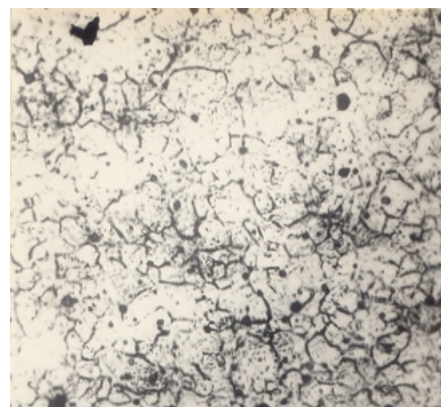
а



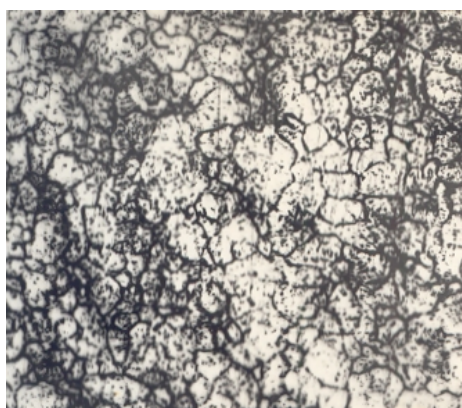
б



в



г



д



е

Рис. 5.6. Мікроструктура сталей в окрихченому стані, $\times 100$: а – 40ХГ; б – 40ХГР; в – 40ХГР з РЗМ; г – 40ХГР з Рr; д – 40ХГР з Zr; е – 40ХГР з Мо.

При введенні бору розмір зерна збільшується і складає 35...42 мкм (рис. 5.6), а сумарна площа границь зерен 621 см^{-1} . Слід також відмітити, що поверхні поділу зерен протравлюються сильніше в бористій сталі, ніж в сталі без добавок, як у в'язкому, так і в окрихченому станах.

Таблиця 5.3

Аналіз різнозернистості і кількості потрійних стиків на одне зерно в досліджуваних сталях.

| Сталь | Діаметр зерна | | Номер зерна по шкалі ASTM | Об'ємна частка зерен даного типу % | Кількість потрійних стиків на 1 зерно |
|---------------------|----------------------------|------------------|---------------------------|------------------------------------|---------------------------------------|
| | тип зерна | розмір зерна, мм | | | |
| 40 | середній домінуючий | 0.0231 | 8 | 45.6 | 5.0 |
| | | 0.0157 | 9 | | 4.67 |
| 40P | середній домінуючий відм.* | 0.0250 | 8 | 40.8 | 5.2 |
| | | 0.0157 | 9 | | 4.6 |
| | | 0.0314 | 7 | | 6.4 |
| 70 | середній домінуючий | 0.0289 | 7 | 27.0 | 5.4 |
| | | 0.0236 | 8 | | 4.75 |
| 70P | середній домінуючий відм.* | 0.0279 | 7 | 29.4 | 6.0 |
| | | 0.0236 | 8 | | 4.5 |
| | | 0.0393 | 6 | | 6.5 |
| 40ХГ | середній домінуючий | 0.0297 | 7 | 29.9 | 5.0 |
| | | 0.0236 | 8 | | 5.0 |
| 40ХГР | середній домінуючий відм.* | 0.0343 | 7 | 22.9 | 5.6 |
| | | 0.0157 | 9 | | 5.1 |
| | | 0.0471 | 8 | | 5.8 |
| 40ХГР з мішметалом | середній домінуючий | 0.0300 | 7 | 34.1 | 5.2 |
| | | 0.0157 | 9 | | 5.0 |
| 40ХГР з празеодимом | середній домінуючий | 0.0357 | 6 | 24.5 | 5.6 |
| | | 0.0157 | 9 | | 5.0 |
| 40ХГР з цирконієм | середній домінуючий | 0.0392 | 7 | 26.0 | 5.6 |
| | | 0.0157 | 9 | | 4.8 |
| 40ХГР з молібденом | середній домінуючий | 0.0284 | 7 | 38.0 | 5.4 |
| | | 0.0157 | 9 | | 4.2 |

Примітки: * - діаметр зерна, відмінного від домінуючого /переважаючого/ діаметра зерна.

При введенні РЗМ спостерігається формування чіткої субструктури після іонно-плазмового травлення, особливо після окрихчувального

відпуску. Розмір зерна для даної сталі складає 35... 42 мкм, а сумарна площа поверхонь поділу зерен – 664 см⁻¹.

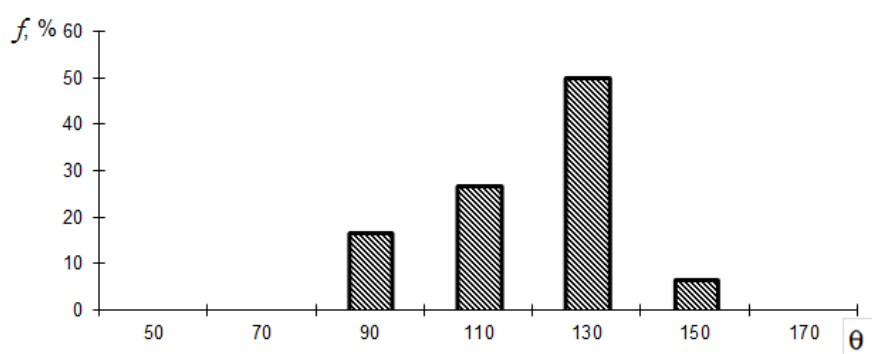
Комплексне мікролегування сталі бором та празеодимом суттєво не змінює величину зерна (рис. 5.6), але сприяє формуванню субзеренної структури після гартування і високого відпуску. Розмір зерна також складає 35... 42 мкм, а сумарна площа границь зерен 721 см⁻¹. Після іонно-плазмового травлення поверхні поділу зерен в такій сталі проявляється менш чітко, ніж у інших сталей.

Комплексне мікролегування сталі бором і цирконієм призводить до деякого подрібнення зерна, величина якого становить 25... 30 мкм. При цьому суттєвої різниці в структурі сталі у в'язкому та окрихченому станах не виявляється. Сумарна площа поверхонь поділу зерен складає 969 см⁻¹.

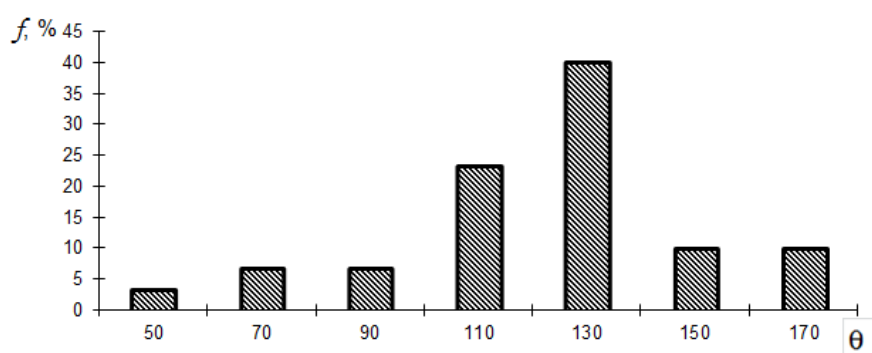
В сталі з добавками бору та молібдену розмір зерна знаходиться в межах 30... 35 мкм (рис. 5.6, е). Суттєвих змін на поверхнях поділу зерен в сталі 40ХГМР після окрихчувальної обробки при малих збільшеннях не виявлено. Сумарна площа поверхонь поділу зерен при цьому складає 843 см⁻¹.

Мікролегування бором, рідкісноземельними металами, цирконієм і молібденом мають суттєвий вплив на кути між поверхнями поділу в потрійних зеренних стиках.

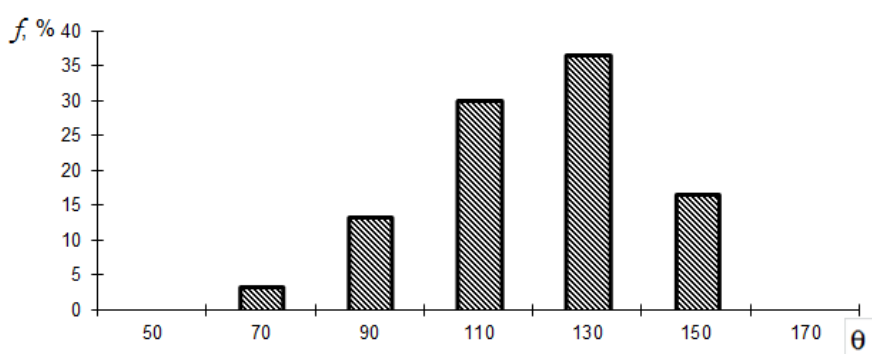
Дослідження показали (рис. 3.2). що найбільша різниця в енергіях поверхонь поділу зерен спостерігається у випадках, коли в потрійних стиках зустрічаються поверхні поділу, які розташовані під кутами, що знаходяться в межах 81°...100°, 161°...180°. Загальний розподіл кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен мікролегованих сталей після покращення показаний на рис. 5.7, 5.8, 5.9 і в табл. 5.3.



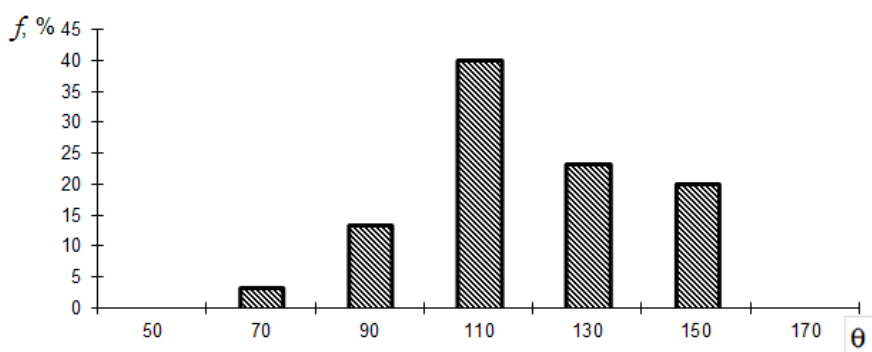
а



б

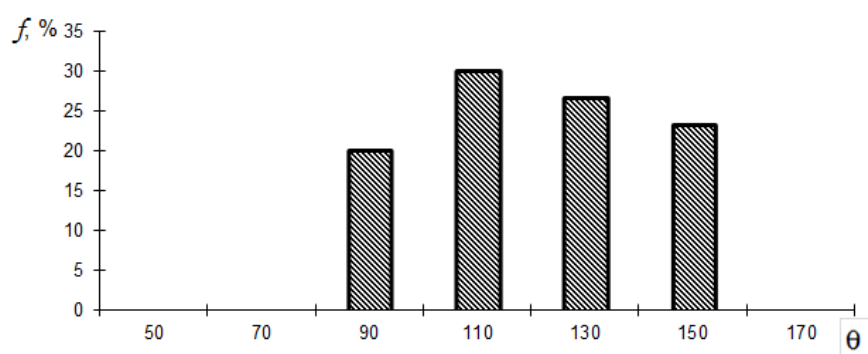


в

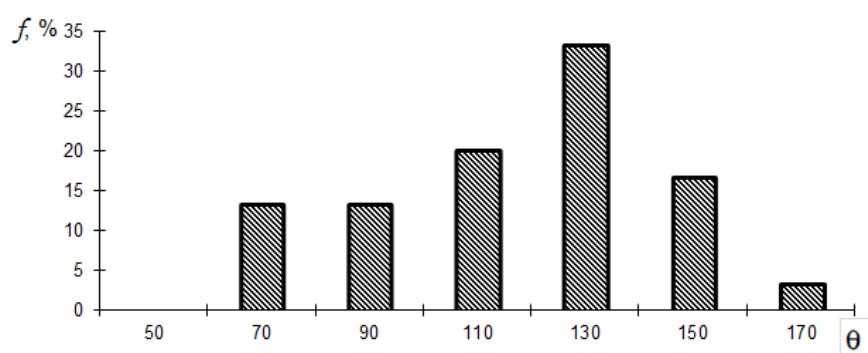


г

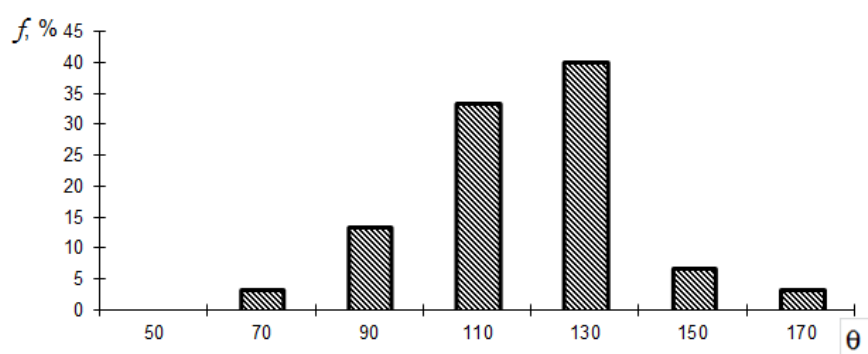
Рис. 5.7. Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен мікролегованих сталей після покращення: а – 40, б – 40P, в – 70, г – 70P.



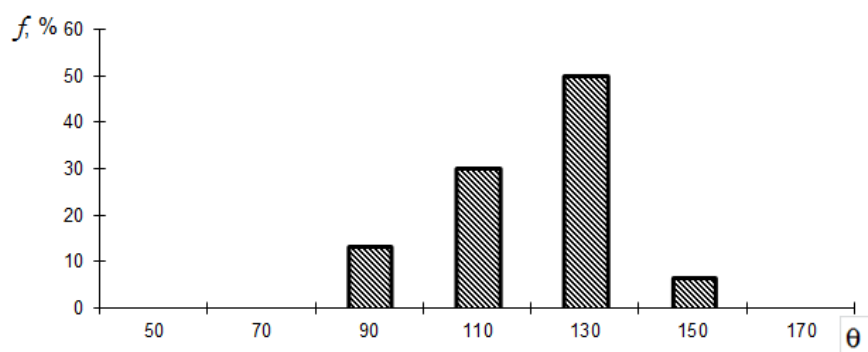
а



б

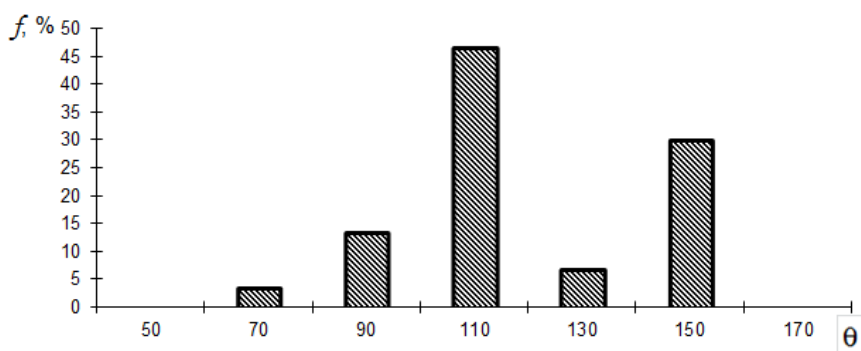


в

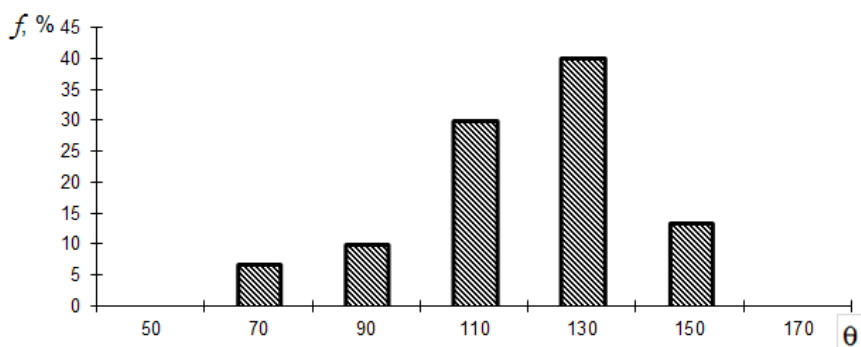


г

Рис. 5.8. Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен мікролегованих сталей після покращення: а – 40ХГ, б – 40ХГР, в – 40ХГР з РЗМ, г – 40ХГР з Pr.



а



б

Рис. 5.9. Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен мікролегованих сталей після покращення: а – 40ХГР с Zr, б – 40ХГР с Мо.

Аналіз частоти випадків появи поверхонь поділу зерен з найбільшими і найменшими значеннями відносної енергії, які розташовані напроти відповідних кутів в потрійних стиках, виявив зростання кількості градієнтних стиків при мікролегуванні бором.

При введенні бора в сталь 40 зменшується кількість поверхонь поділу зерен із більш високим значенням енергії, які розташовані навпроти кутів $81^\circ \dots 100^\circ$. Але збільшується кількість поверхонь поділу напроти кутів $161^\circ \dots 180^\circ$ з мінімальною енергією. Тобто росте кількість потрійних стиків, в яких є поверхні поділу з високим градієнтом енергії.

В сталі 70 при введенні бора зростає кількість поверхонь поділу, розташованих навпроти кутів $101^\circ \dots 120^\circ$, які є рівноважними. В легуваній сталі 40ХГ введення бора зменшує кількість рівноважних поверхонь поділу, сприяє появі стиків, в яких присутні поверхні поділу з більшою

різницею енергій. При комплексному мікролегуванні бором і РЗМ в структурі зростає кількість рівноважних поверхонь поділу зерен. А в сталі з молібденом стає меншою частка поверхонь поділу зерен, які розташовані навпроти кутів $81^\circ \dots 100^\circ$ і характеризуються більш високим рівнем енергії.

Таблиця 5.3

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен
мікролегованих сталей після покращення.**

| Сталь | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
|----------------|---|---------------------------|----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| | $40^\circ \dots 60^\circ$ | $61^\circ \dots 80^\circ$ | $81^\circ \dots 100^\circ$ | $101^\circ \dots 120^\circ$ | $121^\circ \dots 140^\circ$ | $141^\circ \dots 160^\circ$ | $161^\circ \dots 180^\circ$ |
| 40 | 0 | 0 | 16.67 | 26.67 | 50.00 | 6.67 | 0 |
| 40P | 3.33 | 6.67 | 6.67 | 23.33 | 40.00 | 10.00 | 10.00 |
| 70 | 0 | 3.33 | 13.33 | 30.00 | 36.67 | 16.67 | 0 |
| 70P | 0 | 3.33 | 13.33 | 40.00 | 23.33 | 20.00 | 0 |
| 40ХГ | 0 | 0 | 20.00 | 30.00 | 26.67 | 23.33 | 0 |
| 40ХГР | 0 | 13.33 | 13.33 | 20.00 | 33.33 | 16.67 | 3.33 |
| 40ХГР с РЗМ | 0 | 3.33 | 13.33 | 33.33 | 40.00 | 6.67 | 3.33 |
| 40ХГР с Pr | 0 | 0 | 13.33 | 30.00 | 50.00 | 6.67 | 0 |
| 40ХГР с Zr | 0 | 3.33 | 13.33 | 46.67 | 6.67 | 30.00 | 0 |
| 40ХГР с Mo | 0 | 6.67 | 10.00 | 30.00 | 40.00 | 13.33 | 0 |

Таким чином, мікролегування суттєво впливає на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу і, зокрема, можливість їх виявлення після іонно-плазмового травлення. Виявлення поверхонь поділу зерен при цьому зумовлене різницею енергії атомів на границях та всередині кристалічної ґратки кристалітів. Чим вищою є енергія атомів на поверхнях в порівнянні з атомами всередині ґратки, тим легше ці атоми вибиваються іонами при іонно-плазмовому травленні. Відсутність на

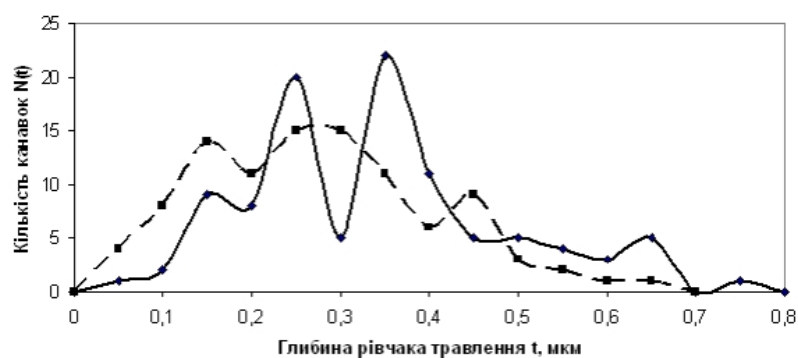
поверхні мікрошліфа рівчаків травлення великокутових або малокутових поверхонь поділу свідчить про підвищення когезивної міцності кристалів.

Введення мікродобавок, а також високий відпуск із повільним охолодженням показали зміну рівня зернограничної енергії після окрихчувального відпуску [237, 238, 240, 241].

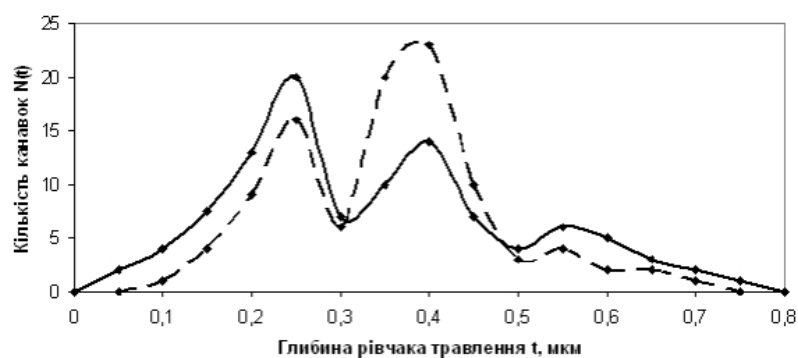
Дослідження сталі 40ХГ (рис. 5.10, а) показали, що частка поверхонь поділу з глибиною канавок травлення більшою за 0,35 мкм становить 22%, а після окрихчувального відпуску – 32%. Поверхні поділу зерен сталі у в'язкому стані поділяються при цьому на три групи: з глибиною канавки травлення 0,15 мкм, 0,30 мкм та 0,45 мкм. В окрихченому ж стані з'являються поверхні поділу з глибиною канавки 0,75 мкм.

В сталі 40ХГР (рис. 5.10, б) частка поверхонь поділу зерен з глибиною рівчаків більше 0,32 мкм складає 46%, а в окрихченому - 64%. При цьому слід відмітити, що в бористій сталі частка поверхонь поділу зерен з більшою глибиною рівчаків після окрихчення зростає майже в два рази в порівнянні із сталлю без мікролегування.

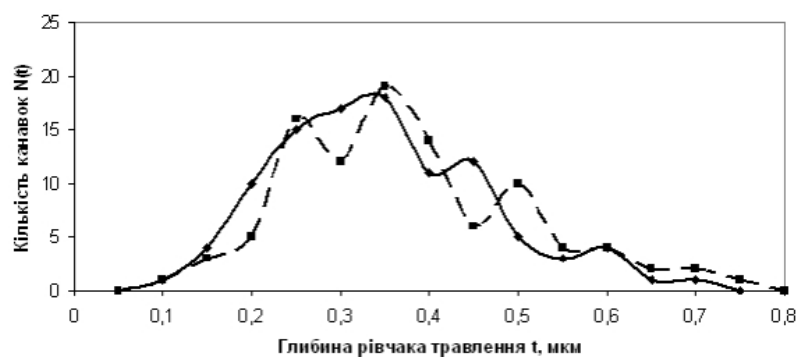
Така зміна глибини рівчаків травлення свідчить про суттєвий вплив мікролегування бором на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу сталей після покращення і, зокрема, на зменшення когезивного зв'язку між кристалітами.



а

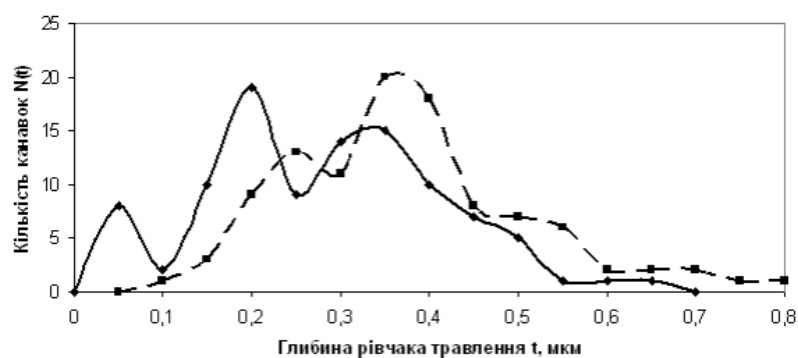


б

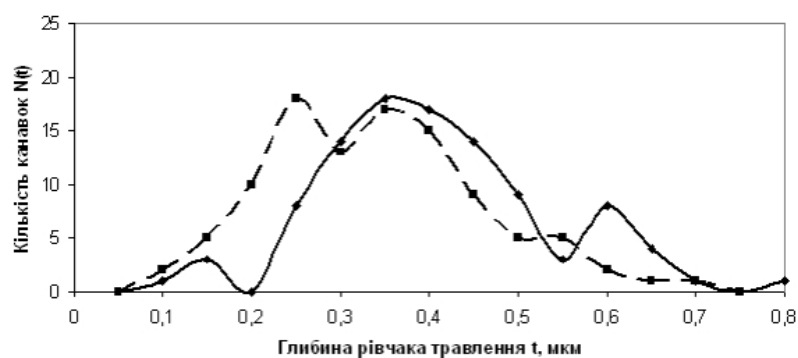


в

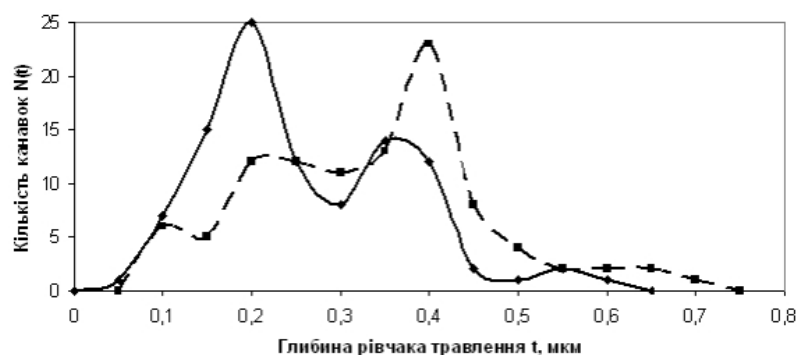
Рис. 5.10. Залежність кількості поверхонь поділу певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничного рівчака t для сталей 40XГ (а); 40XГР (б) і 40XГР з РЗМ (в). Суцільна лінія – в'язкий стан; штрихова лінія – окрихчений стан.



а



б



в

Рис. 5.11. Залежність кількості поверхонь поділу певної глибини $N(t)$ від глибини зернограничного рівчака t для сталей 40ХГР з Pr (а); 40ХГР з Zr (б) і 40ХГР з Мо (в). Суцільна лінія – в'язкий стан; штрихова лінія – окрихчений стан.

При введенні РЗМ (мішметалу) характер розподілу поверхонь поділу зерен за енергіями суттєво змінюється (рис. 5.10, в). Так, розподіл поверхонь зерен за глибинами рівчаків є більш однорідним, як у в'язкому, так і в окрихченому станах. Кількість поверхонь поділу з підвищеним

рівнем енергії у в'язкому стані складає 12%, а в окрихченому – 30%. При цьому слід відмітити, що в сталі, комплексно мікролегованій бором та РЗМ, у в'язкому стані спостерігається поява поверхонь поділу з глибиною рівчаків травлення 0,75 мкм, які не виявляються в сталях 40ХГ та 40ХГР.

Найбільший вплив на розподіл поверхонь поділу зерен за енергіями має комплексне мікролегування бором та цирконієм. Як видно (рис.5.11,б), крива розподілу поверхонь поділу зерен за глибиною рівчаків травлення в окрихченому стані зсувається в сторону менших глибин рівчаків в порівнянні із в'язким станом. Кількість поверхонь з підвищеним рівнем енергії для в'язкого стану складає 26%, а для окрихченого – 13%. Такий характер розподілу поверхонь поділу зерен по енергіям свідчить про те, що в умовах окрихчувального відпуску в даній сталі відбуваються процеси, які супроводжуються підвищенням когезивної міцності між кристалітами.

Характер розподілу поверхонь поділу зерен за енергією в сталі комплексно мікролегованій бором і молібденом є аналогічним, як у сталі мікролегованій бором та РЗМ (рис. 5.11, в). При цьому кількість поверхонь поділу зерен з підвищеним рівнем енергії у в'язкому стані становить 18%, а в окрихченому – 41%.

Результати досліджень впливу мікролегування на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу досліджуваних сталей після покращення наведені в таблиці 5.5.

Дослідження впливу мікродобавок на структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь поділу показало, що комплексне мікролегування суттєво впливає на перерозподіл домішок в процесі вторинного відпуску з повільним охолодженням.

Проявлення поверхонь поділу зерен в області потрійних стиків при мікролегуванні бором пов'язане з тим, що при відпуску бор концентрується поблизу потрійних стиків. В ці ж області проходить дифузія елементів, які володіють високою спорідненістю до бору (азот і вуглець). Це призводить до зміни електронної густини в зонах сегрегації, послаблення міцності між атомами заліза та їх відриву в умовах іонно-плазмового травлення.

**Вплив мікролегування на структурно-енергетичний стан внутрішніх
поверхонь поділу досліджуваних сталей.**

| Марка сталі | Стан сталі | Частка границь зерен з підвищеним рівнем енергії, % |
|-------------|------------|---|
| 40ХГ | в'язкий | 22 |
| | окрихчений | 32 |
| 40ХГР | в'язкий | 46 |
| | окрихчений | 64 |
| 40ХГР з РЗМ | в'язкий | 12 |
| | окрихчений | 30 |
| 40ХГР з Pr | в'язкий | 14 |
| | окрихчений | 26 |
| 40ХГР з Zr | в'язкий | 23 |
| | окрихчений | 13 |
| 40ХМГР | в'язкий | 18 |
| | окрихчений | 41 |

Проявлення субструктури при комплексному мікролегуванні бором та РЗМ пов'язане із впливом РЗМ на енергію активації дифузії домішкових атомів по границям зерен. Збільшення енергії активації дифузії домішкових атомів на малокутових границях зменшує їх можливість переміщення на потрійні стики та великокутові поверхні поділу. Відсутність малокутових поверхонь в сталі з бором та празеодимом свідчить про низьку концентрацію домішок на цих поверхнях поділу.

Вплив цирконію на структурно-енергетичний стан зумовлений тим, що цирконій має найвищу спорідненість до азоту та вуглецю. В результаті цього в сталі утворюються окремо збагачені домішками, що мають тяжіння до сегрегацій цирконію.

Наявність молібдену різко знижує дифузійну рухливість домішкових атомів, що зменшує можливість утворення їх сегрегацій на внутрішніх поверхнях поділу та зміну міцності атомних зв'язків на них, що проявляється у меншій протравлюваності границь зерен в сталі з молібденом.

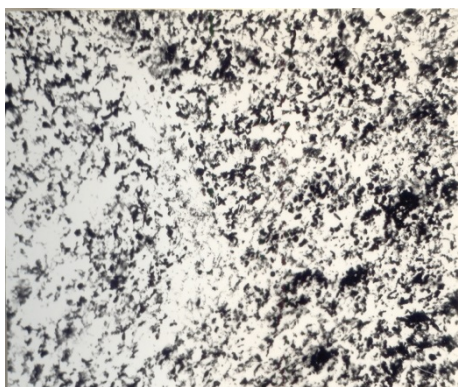
5.3. Роль мікролегування бором і рідкісноземельними металами у формуванні структури і фазового складу приграничних зон зерен покращувальних сталей

Проведені дослідження показали, що сталі після термічної обробки мають структуру сорбіту, в якому карбідні частки різного ступеню дисперсності орієнтовані по кристалографічним площинам феритної матриці.

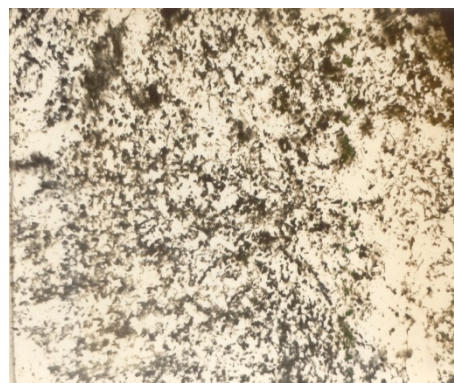
Сорбіт досліджуваних сталей після гартування та відпуску при 600⁰С являє собою тонкопластинчасті виділення карбідів розміром 0,01 - 0,1 мкм, відстань між якими в різних зернах є відмінною (рис. 5.12 а, б). При цьому карбідні виділення, розташовані всередині зерен, мають менші розміри та більш нерівновісну форму, ніж карбідні частки, розташовані по поверхнях поділу. Отже, процеси карбідоутворення в легованих сталях проходять неоднаково всередині та біля границь зерен.

Бор сприяє розвитку структурної неоднорідності в будові сорбіту після гартування та високого відпуску сталей. На окремих ділянках в структурі є присутні карбідні виділення, різні по дисперсності, формі та орієнтації. Підвищена щільність карбідів спостерігається переважно біля границь зерен. Глобулярні та пластинчасті виділення біля границь значно відрізняються по величині та формі від виділень, розташованих всередині зерен (рис. 5.12 в, г).

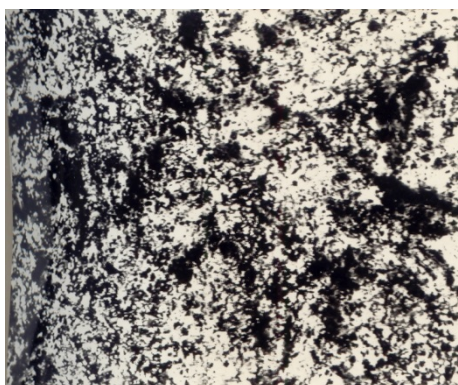
При введенні рідкісноземельних металів карбідні виділення в структурі сталей з вмістом бору в межах зерна розташовані в загальному рівномірно. (рис. 5.12 д, е). Найбільш рівномірне розподілення карбідної фази спостерігається у сталі з добавками празеодима. (рис. 5.13 а, б). Така зміна структури обумовлене тим, що добавки рідкісноземельних металів сповільнюють виділення карбідів з пересиченого α -твердого розчину при відпуску та їх коагуляцію.



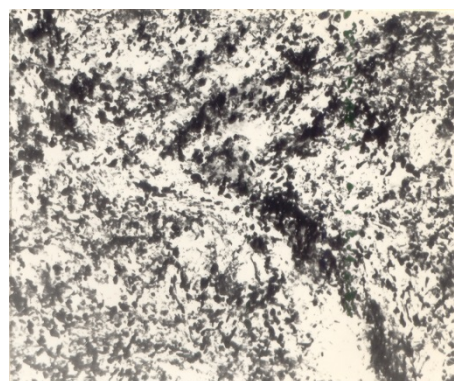
а



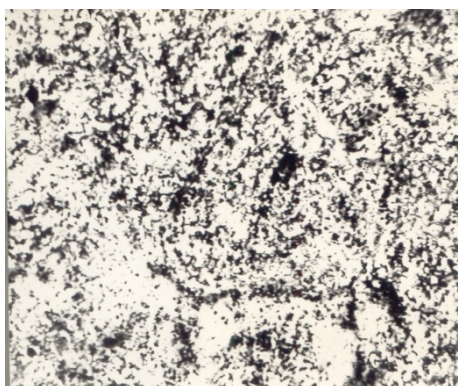
б



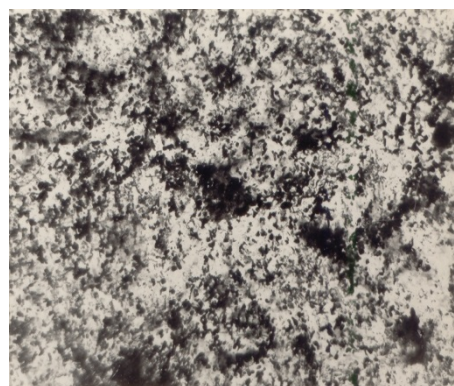
в



г



д



е

Рис. 5.12. Мікроструктура сталей 40XГ (а, б); 40XГР (в, г); 40XГР з мішметалом (д, е) у в'язкому (а, в, д) та окрихченому (б, г, е) станах. (X3500).

Добавки цирконію сприяють появі у сталі поряд з дрібними карбідними виділеннями більш великих карбідів розміром до $0,2 \dots 0,3$ мкм, які розподіляються в загальному рівномірно (рис. 5.13 в, г). Необхідно також відмітити, що при наявності цирконію практично не спостерігається

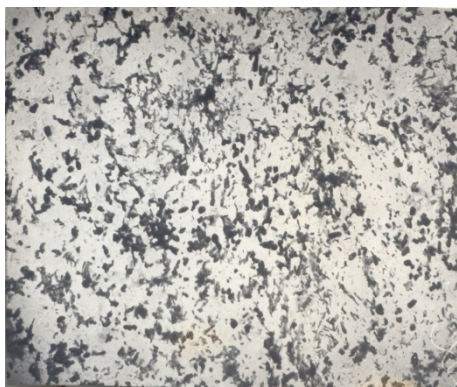
переважного розташування та уособлення карбідної фази біля поверхонь поділу зерен сталі, що містить бор.

Найбільший вплив на структуру загартованої та високовідпущеної сталі з бором має ведення молібдену, який гальмує процеси виділення і коагуляції карбідної фази та значно підвищує стійкість сталі проти відпуску. Як видно на рис. 5.13 д, е, в сталі, легованій молібденом, зростає дисперсність карбідної фази, рівномірність її розподілення та ступінь кристалографічної орієнтації по фериту.

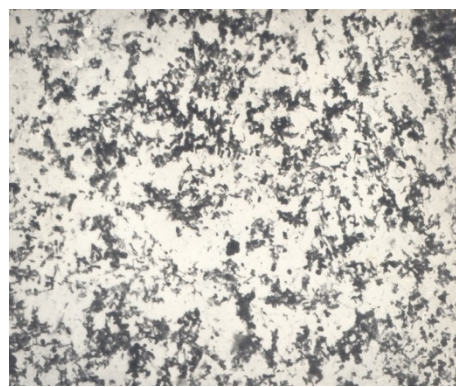
При протравленні розчином пікринової кислоти встановлено також різницю в протравленості поверхонь поділу зерен, а саме: в сталі з бором границі зерен протравлюються більш чітко, ніж в немікролегованій сталі. В сталях з добавками мішметалу, цирконію, празеодиму та молібдену для виявлення границь зерен необхідний більш тривалий час травлення. Така дія пікринової кислоти на приграничні зони підтверджує наявність більшої неоднорідності розподілення елементів в межах зерна сталей, що містять бор.

Ця різниця особливо помітна в структурі окрихчених зразків, якщо порівнювати їх з в'язкими, що засвідчує про більший вплив мікродобавок на розтравлювання поверхонь поділу окрихчених зразків.

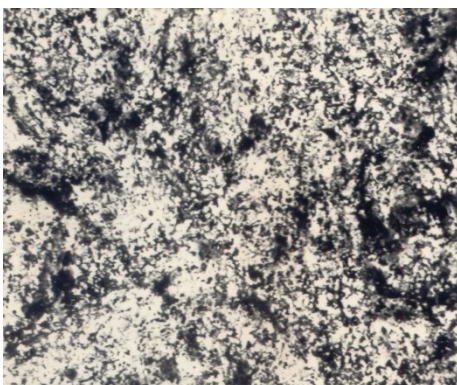
При дослідженні на електронному мікроскопі із застосуванням екстрагованих реплік встановлено, що в приграничних зонах зерен сталі з вмістом бору без мікродобавок спостерігається підвищена щільність округлих та пластинчастих карбідів, розташованих у вигляді ланцюжків (рис. 5.12, г). Крім того, поблизу поверхонь поділу вони більші та нерівновісні. Добавки мішметалу та, особливо, празеодиму сприяють рівномірному розподіленню карбідів в структурі при окрихчувального відпуску сталі з вмістом бору, карбіди на поверхнях поділу зерен стають рівновісними (рис. 5.13, б). При введенні молібдену практично не спостерігається різниця в структурі в'язких та окрихчених зразків сталі з бором (рис. 5.13, е).



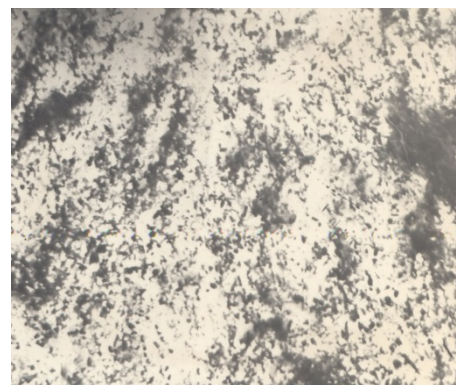
а



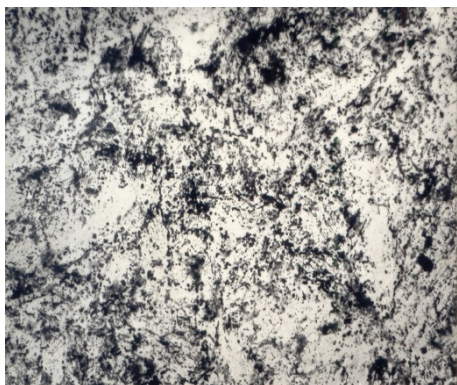
б



в



г



д



е

Рис. 5.13. Мікроструктура сталей 40ХГР з празеодимом (а, б); 40ХГР з цирконієм (в, г); 40ХГР з молібденом (д, е) у в'язкому (а, в, д) та окрихченому (б, г, е) станах, (х3500).

Таким чином, окрихчувальний відпуск досліджуваних сталей сприяє розчиненню часток карбідів всередині зерен досліджуваних сталей, а також нерівномірному виділенню різних за розміром карбідних часток та уособленню їх по поверхоням поділу зерен.

Враховуючи, що максимальне зміцнення сталей досягається при наявності карбідних часток розміром до 5 ... 8 нм [201], необхідно відмітити, що карбіди, які виділяються по поверхням поділу зерен при окрихчуванні, мають значно більші розміри і тому помітного внеску в зміцнення сталі не роблять. На той час поверхні поділу зернограничний карбід – матриця можуть бути місцем зародження мікротріщин, які розповсюджуються впродовж границь, особливо по поверхням з підвищеною щільністю карбідних часток.

Вищевикладене свідчить, що малі добавки бору, рідкісноземельних металів, цирконію та молібдену мають значний вплив на структурний стан, процеси перерозподілення елементів та карбідоутворення, а в подальшому і на схильність до міжзереного руйнування досліджуваних сталей. Бор збільшує схильність до окрихчування, а добавки рідкісноземельних металів, цирконію та молібдену зменшують ступінь розвитку неоднорідності в структурі при відпуску.

Значний інтерес являє собою вивчення сутності процесів, які проходять в пограничній зоні зерна, так як по даному питанню присутні різні думки.

Більшість авторів вважає, що зниження міцності міжзереного зв'язку обумовлено сегрегацією у приграничних зонах зерен шкідливих домішок [202, 203]. На той час в інших роботах вказано, що значну роль в міжзереному розпаді окрихчених сталей відіграють процеси карбідоутворення, а сегрегація домішок відбувається на міжфазних поверхнях зернограничний карбід – матриця [50, 143, 144, 195, 198]. Нами в роботі встановлено, що збільшення частки міжзереного руйнування, яке спостерігається після окрихчувального відпуску, зумовлено підвищенням щільності різних за формою та розмірами карбідних виділень та їх слідів на поверхні міжзеренних зломів, причому поверхня руйнування огинає частки по поверхням їх поділу з матрицею та розтріскування часток не відбувається.

Роль карбідоутворення при розвитку оборотної відпускної крихкості до кінця не з'ясована, хоча експериментально встановлено, що при окрихчуванні на поверхнях поділу зерен відбувається сегрегація не тільки домішок, але й легуючих елементів, у тому числі і карбідотвірних. Тому в роботі було приділено особливу увагу вивченню впливу мікродобавок на хімічний склад приграничної зони сталей та його зміну при розвитку зворотньої відпускної крихкості.

Вміст елементів в окремих ділянках структури та зламів сталей у в'язкому і крихкому станах визначали за допомогою рентгеноспектрального локального та емісійного спектрального аналізів [351, 352]. Особливу увагу було приділено вивченню розподілення хрому і марганцю, так як вміст цих елементів в межах зерна значно впливає на міжзеренну міцність сталей.

З аналізу отриманих результатів табл. 5.6 видно, що марганець в структурі сталей розподіляється в основному рівномірно. В той час на окремих ділянках кривих розподілення хрому є наявними піки, які вказують на підвищення концентрації хрому в порівнянні з середнім рівнем. Мікроструктурним дослідженням було встановлено, що ці піки відповідають концентрації елементів біля поверхонь поділу зерен, а середня відстань між ними приблизно дорівнює величині зерна.

Як видно з вищенаведених даних висота піків випромінювання $\text{CrK}\alpha$ збільшується після окрихчувальної обробки. Найбільша неоднорідність розподілення хрому в межах зерна спостерігається у сталі, мікролегованій бором, в якій концентрація хрому поблизу границь досягає 1,35 %, в той час коли у зерні вміст хрому складає 0,85 %. Добавки рідкісноземельних металів сприяють зменшенню вмісту хрому на границях після окрихчувального відпуску, що проявляється у зменшенні середньої висоти піків характеристичного випромінювання $\text{CrK}\alpha$. В сталі з молібденом концентрація хрому та марганцю у межах зерна практично однакова, тобто статистично значної різниці між середньою інтенсивністю ($I_{\text{сеп}}$) зразків у в'язкому та окрихченому станах не виявлено.

Таблиця 5.6

**Вплив окрихчувальної обробки на вміст хрому та інтенсивність
характеристичного рентгенівського випромінювання з окремих
ділянок структури сталей.**

| Сталь | Стан зразків | Вміст хрому, мас. % | | Висота піків випромінювання (h), 10^{-3} м | | |
|----------------|--------------|------------------------|------------------------------|--|------------------------------|------------|
| | | середина зерна | поверхоня поділу зерна | середина зерна | поверхоня поділу зерна | Δh |
| 40ХГ | в'язкий | 0,95 | 1,05 | 57 | 63 | 6 |
| | окрихчений | 0,90 | 1,10 | 53 | 66 | 12 |
| 40ХГР | в'язкий | 0,90 | 1,20 | 54 | 65 | 11 |
| | окрихчений | 0,85 | 1,35 | 52 | 72 | 20 |
| 40ХГР з РЗМ | в'язкий | 0,95 | 1,05 | 58 | 63 | 4 |
| | окрихчений | 0,90 | 1,10 | 53 | 68 | 9 |
| 40ХГРМ | в'язкий | 0,95 | 1,00 | 57 | 61 | 4 |
| | окрихчений | 0,95 | 1,05 | 57 | 63 | 6 |

5.4. Вплив стану міжфазних і міжзеренних поверхонь поділу на схильність мікролегованих сталей до крихкого руйнування

5.4.1. Дослідження схильності до крихкого руйнування сталей мікролегованих бором і РЗМ.

Добавки бору помітно позначаються на схильності досліджуваних сталей до крихкого руйнування (табл. 5.7). В присутності бору ударна в'язкість досліджуваних сталей при негативних температурах знижується і поріг холодноламкості зсувається в сторону високих температур. Ступінь підвищення схильності до крихкого руйнування досліджуваних сталей залежить від вмісту вуглецю і легуючих елементів.

Негативний вплив бору на схильність до крихкого руйнування сталей після гартування і високого відпуску проявляється значно сильніше в

легованій сталі, ніж в простих вуглецевих. Тому в роботі було приділено більше уваги вивченню мікродобавок на процеси окрихчування легованих сталей.

В роботі встановлено, що при додаванні бору значно підвищується прогартовуваність сталей, але при цьому збільшується схильність до крихкого руйнування та понижується їх холодностійкість в покращеному стані. Тому з метою підвищення опору крихкому руйнуванню та втомі проводили додаткове мікролегкування бористих сталей рідкісноземельними металами, цирконієм і молібденом.

5.4.2. Роль мікродобавок в розвитку відпускної крихкості сталей.

З аналізу результатів ударних випробовувань, табл. 5.7 витікає, що мікродобавки впливають на схильність досліджених сталей до зворотної відпускної крихкості.

Найбільшу схильність до відпускної крихкості мають сталі з добавками бора. Так, при введенні бора в сталь 40 зміщення порогу холодноламкості здійснюється в сторону високих температур на 10...15°C, а у сталі 70 – на 15...20°C.

Розвиток окрихчування при високому відпуску в простих вуглецевих сталях здійснюється в меншій ступені, ніж в легованих, що обумовлено відсутністю спеціальних карбідів на межах зерен.

Слід також відмітити незначну відміну в зміщенні порогу холодноламкості крихких зразків відносно в'язких в сталях 40Р та 70Р, що обумовлено загальним зниженням ударної в'язкості сталі при підвищенні вмісту вуглецю.

При наявності в сталі 40 хрому і марганцю добавки бора приводять до помітного збільшення схильності сталі до зворотної відпускної крихкості. Так, у сталі 40ХГР зміщення порога холодноламкості проходить на 17...20°C в сторону високих температур, тобто більше, ніж сталі 40Р (табл. 5.7).

Слід відмітити, що з підвищенням вмісту вуглецю збільшується загальна крихкість сталей, в результаті чого слабшає вплив бора на відпускну крихкість.

Добавки рідкісноземельних металів, празеодима, цирконію і молібдену впливають позитивно на механічні властивості, схильність до крихкого руйнування і ступінь окрихчування бористих сталей. Так, при введенні рідкісноземельних металів в сталь 40ХГР поріг холодноламкості в окрихчених зразках зміщується на 16°C, тобто менше, ніж у сталі без рідкісноземельних металів. А при наявності цирконію і празеодима зміщення порогу холодноламкості відбувається всього на 10...14°C (табл. 5.7). Але найбільш інтенсивно знижує ступінь окрихчування добавка молібдену. При введенні молібдену поріг холодноламкості в бористій сталі після окрихчувального відпуску значно зміщується в сторону низьких температур. Наприклад, в сталі 40ХГМР зміщення відбувається на 35...40°C, і поріг холодноламкості (t_{50}) лежить на 10...15°C нижче, ніж в сталі, немікролегований бором в'язкому стані.

Таблиця 5.7

Вплив мікролегування і термічної обробки на критичну температуру крихкості, визначену по відсотку в'язкої складової в зламі і по довжині зони стабільного росту тріщини.

| Сталь | В'язкий стан | | Крихкий стан | | $\Delta t_{50}^{\circ}\text{C}$ | $\Delta t^{\circ}\text{C}$, при $L_{\text{ст}}$ |
|------------------------|--------------------------|--|--------------------------|--|---------------------------------|--|
| | $t_{50}^{\circ}\text{C}$ | $t^{\circ}\text{C}$, при $L_{\text{ст}}$ | $t_{50}^{\circ}\text{C}$ | $t^{\circ}\text{C}$, при $L_{\text{ст}}$ | | |
| 40 | -61 | -40 | -53 | -33 | 8 | 7 |
| 40Р | -56 | -36 | -46 | -30 | 10 | 6 |
| 40ХГ | -50 | -36 | -38 | -28 | 12 | 8 |
| 40ХГР | -30 | -23 | -13 | -12 | 17 | 11 |
| 40ХГР с РЗМ | -42 | -30 | -26 | -20 | 16 | 10 |
| 40ХГР з празеодимом | -54 | -40 | -39 | -32 | 15 | 8 |
| 40ХГР з цирконієм | -56 | -32 | -42 | -24 | 14 | 8 |
| 40ХГР з молібденом | -72 | -55 | -60 | -48 | 12 | 7 |
| 70 | -12 | 30 | 0 | 38 | 12 | 8 |
| 70Р | -5 | 36 | 10 | 45 | 15 | 9 |

Таким чином, мікродобавки рідкісноземельних металів, цирконію і молібдену сприяють зменшенню схильності бористої сталі до відпускної крихкості.

5.4.3. Механізм впливу добавок бора і РЗМ на процеси руйнування покращувальних сталей.

Будова зломів характеризує схильність елементів структури до мікролокальної деформації, а також відображає властивості об'ємів, в яких протікає процес руйнування.

Для оцінки впливу мікродобавок бора і інших елементів на особливості зломів сталей проводились електронно-мікроскопічні дослідження з застосуванням одно- та двохступеневих реплік, а також за допомогою скануючого електронного мікроскопу.

Проведені дослідження показали, що поверхня макрокрихкої зони зломів досліджених сталей має ділянки транскристалітного злому, мікрів'язкого і міжзеренного зломів. В зразках 40 та 40ХГ без добавок руйнування в крихкій зоні має переважно транскристалітний характер (рис. 5.14, 5.15). На поверхнях зломів виявляються ділянки відриву, язички злому, хвилясті ступені, а також ділянки злому з "річним візерунком", причому в більшості випадків лінії ("річного візерунку") поширюються з однієї центральної точки фасеток, що свідчить про зародження тріщини в різних площинах злому та утворенні додаткових ліній відриву, по яким тріщини з'єднуються, що відмічалось і в інших роботах [197].

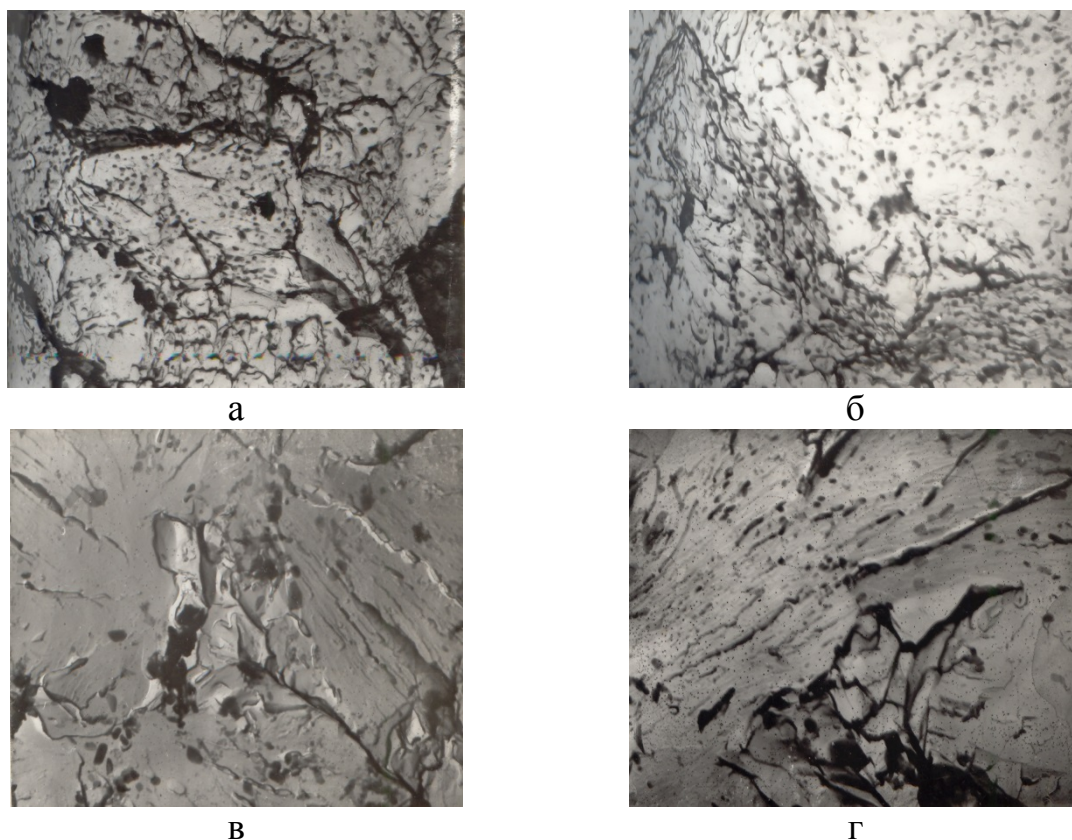


Рис. 5.14. Мікрофрактограми зразків сталей 40 (а), 40Р (б), 70 (в) та 70Р (г) випробуваних при температурах: а,б при -60°C , в, г – при 0°C , а,б – $\times 3500$; в, г – $\times 5000$.

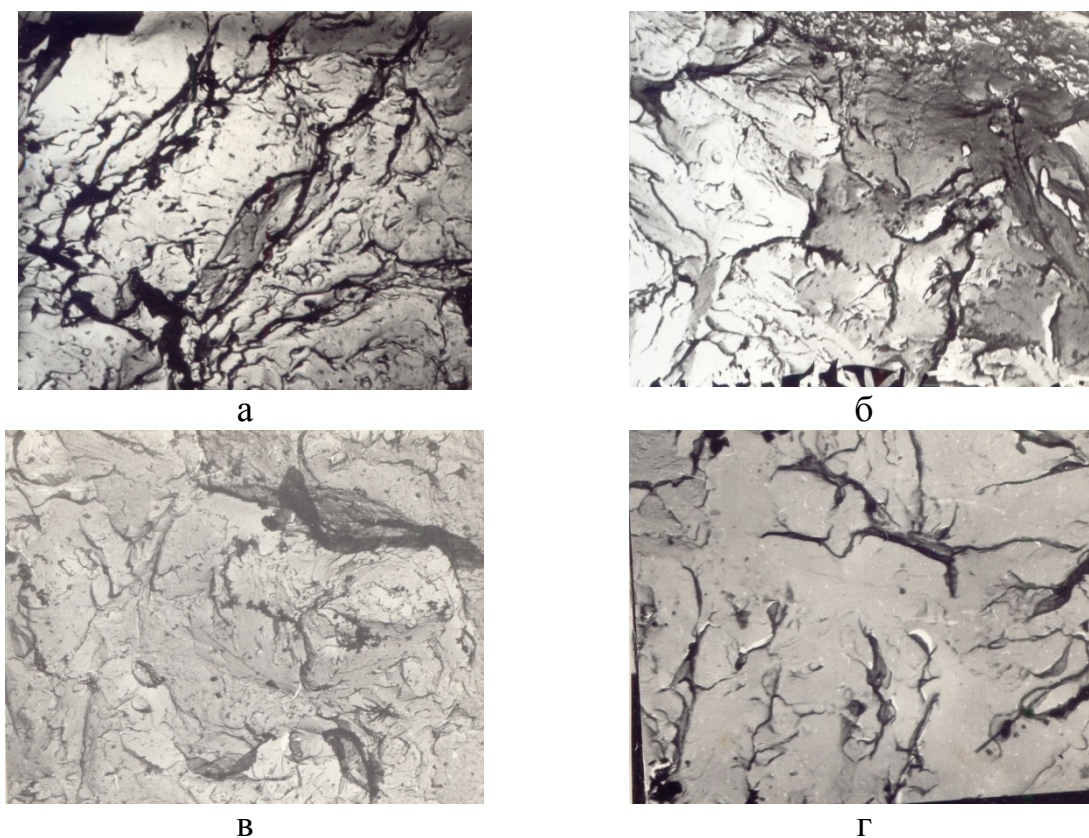


Рис. 5.15. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГ в в'язкому (а, б) і окрихченому (в, г) станах, випробуваних при температурі -40°C , а, б – $\times 3500$; в, г – $\times 4000$.

Поряд з дільницями транскристалітного руйнування в крихкій зоні спостерігаються також небагаточисельні дільниці міжсубзеренного руйнування (рис. 5.14). Крім того, в зломі зустрічаються дільниці мікров'язкого руйнування, причому в сталі 40 таких дільниць більше, ніж в легованій сталі.

В сталі 70 злом переважно транскристалітний, з дільницями "річного візерунку", які починаються у меж фасеток (рис. 5.14, в). На відміну від сталей, які містять 0,4% С, гребені відриву і язички злому в сталі 70 зустрічаються значно рідше.

В сталях 40 та 40ХГ з добавками бору, також як і в сталях без добавок, для дільниць транскристалітного руйнування характерна наявність гребенів, язичків та хвилястих ступенів злому. Поряд з дільницями транскристалітного з'являються і дільниці міжзеренного руйнування, характерною ознакою яких є наявність рельєфу, який відображає огранку зерен, на якому відсутні язички і "річний візерунок", що пов'язано з меншою здатністю "дроблення" тріщини при міжзеренному її походженні, ніж при внутрішньозеренному (рис. 5.16). На поверхнях міжзеренних і міжсубзеренних дільниць виявляються частки розміром від 0,2 до 0,8 мкм та їх сліди. Частки, які зустрічаються на поверхнях міжзеренних зломів в'язких зразків, приблизно одного розміру, дільниці руйнування між частинками гладкі (рис. 5.16). Про співвідношення між дільницями зломів досліджуваних сталей з різними мікромеханізмами руйнування при температурі напівкрихкості можна судити по даним, які представлені в табл. 5.9. При мікролегуванні бором збільшується кількість дільниць інтеркристалітного руйнування, причому в найбільшій ступені в сталі 40ХГ.

Таким чином, присутність бора значно позначається на будові зломів досліджуваних сталей. Бор зменшує частку ямкового руйнування і сприяє появі міжзереного злому в досліджуваних сталях. Крім того, збільшує розміри фасеток злому, особливо в вуглецевій сталі, з 0,7% вуглецю.

У бористій сталі з добавками рідкісноземельних металів (рис. 5.17) в зломах на ділянках транскристалітного злому спостерігаються гребені відриву і зігнуті ступені злому. Крім того, в крихкому зломі з'являються окремі ділянки мікрів'язкого руйнування з ямками параболічної форми (рис. 5.17), а також ділянки міжсубзеренного руйнування.

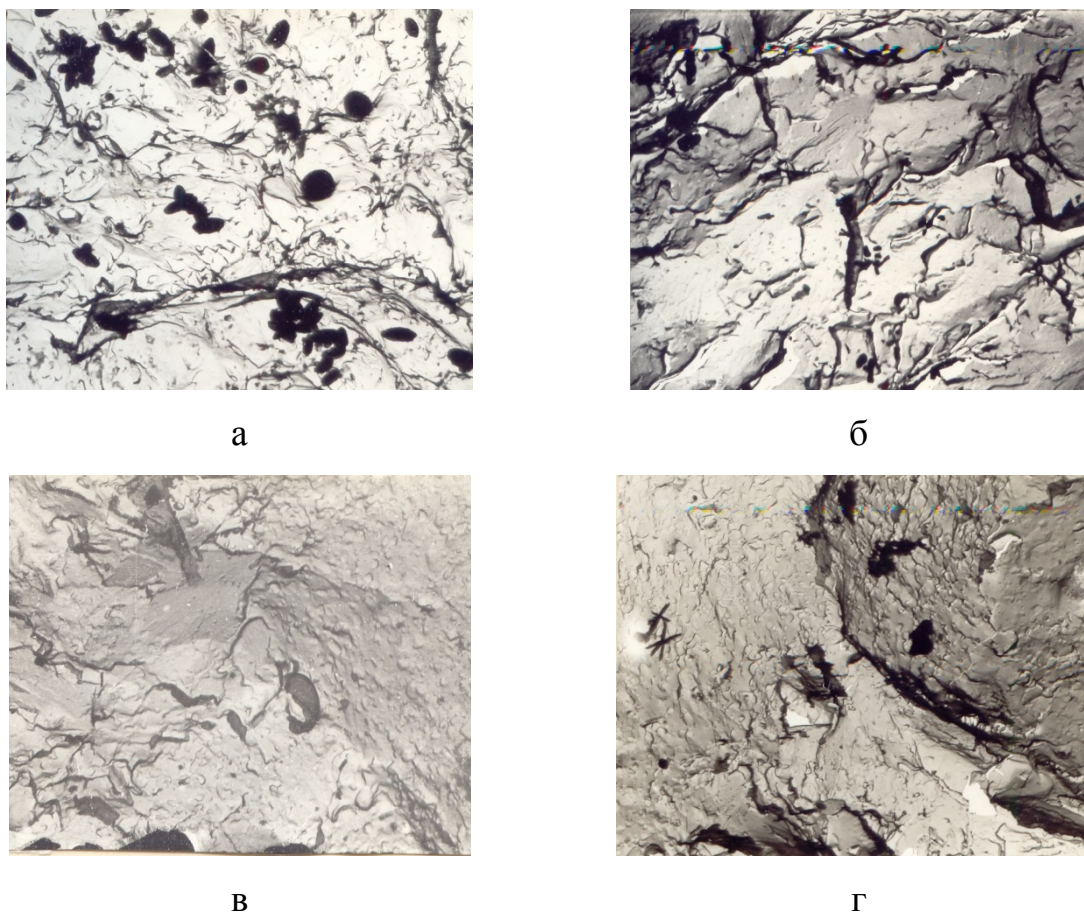
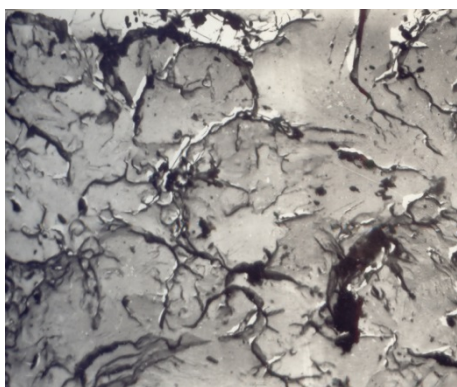


Рис. 5.16. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГР в в'язкому (а,б) та окрихченому (в, г) станах, випробуваних при температурі -40°C . а,б – $\times 4500$; в, г – $\times 5500$.

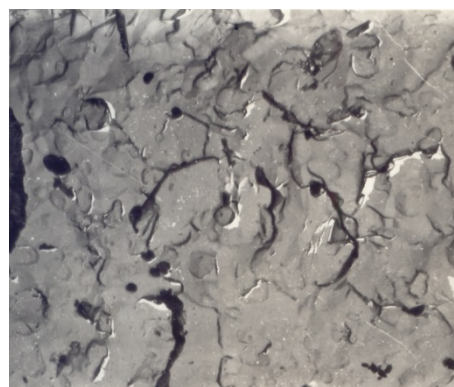
В бористій сталі з празеодимом поряд з окремими ділянками мікрів'язкого руйнування з'являються ланцюги параболічних ямок вздовж гребенів відриву (рис. 5.18). При цьому площа, яку займають ділянки мікрів'язкого руйнування, більше, ніж в сталі з добавками рідкісноземельних металів (мішметаллу). Введення цирконію в бористу сталь не надає значного впливу на будову ділянок крихкого злому, але збільшує кількість ділянок мікрів'язкого руйнування (рис. 5.19). При наявності молібдену зменшується частина макрокрихкої складової в зломі,

для якої характерна наявність ділянок "річного візерунку", гребенів відриву, зустрічаються також ділянки мікрів'язкого і міжсубзеренного руйнування (рис. 5.20).

Дослідження за допомогою екстрагованих реплік дозволили встановити, що карбіди в сталях без добавок, а також з добавками бору, РЗМ і празеодиму мають розміри до 0,8 мкм і розподілені нерівномірно – більша їх щільність спостерігається поблизу сходинок злому і на ділянках чашкового руйнування (рис. 5.17, 5.18).



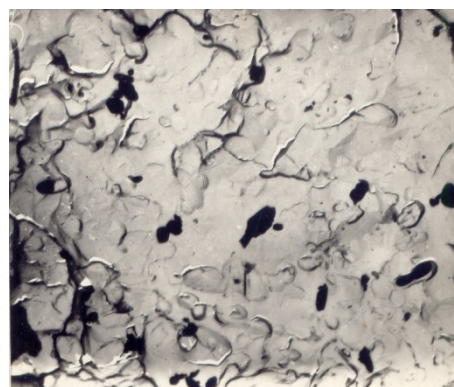
а



б



в



г

Рис. 5.17. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГР з мишметалом в в'язкому (а, б) та окрихченому (в, г) станах, випробовуваних при температурі -50°C : а – $\times 4500$; б, в – $\times 5000$; г – $\times 6000$.

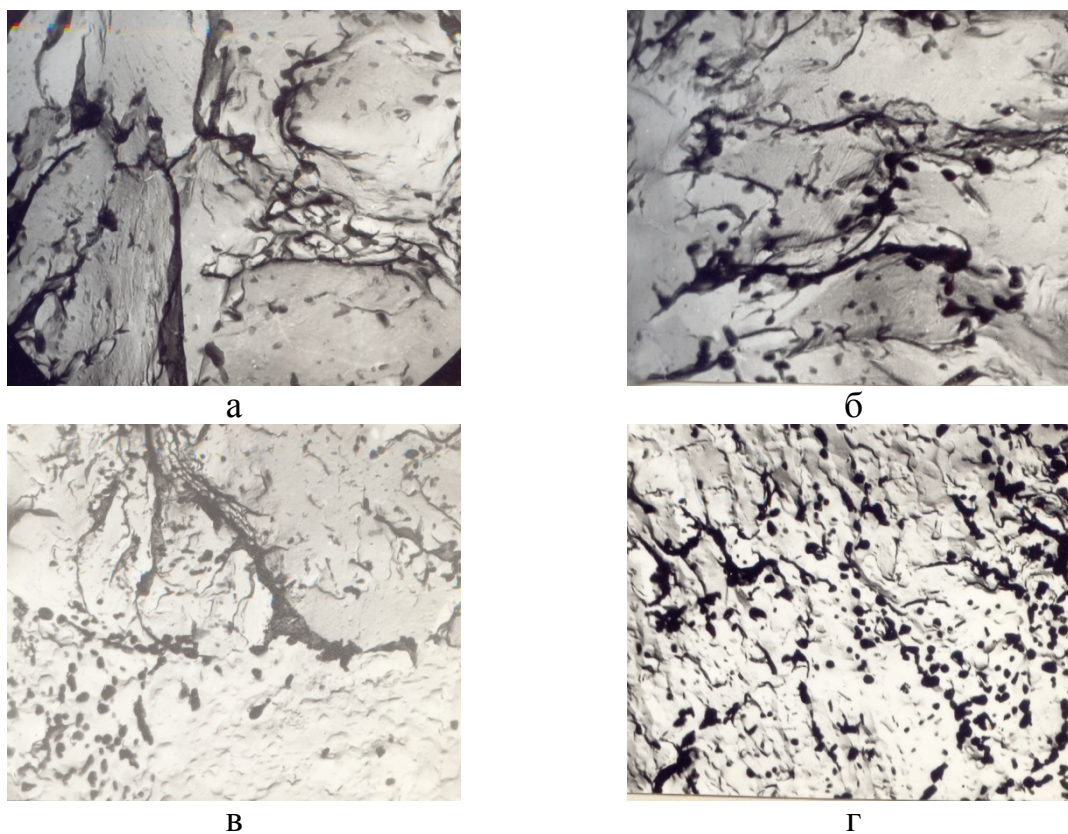


Рис. 5.18. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГР з празеодимом в в'язкому (а, б) та окрихченому (в, г) станах, випробовуваних при температурі -50°C : а, б – $\times 4000$; в, г, ж, з – $\times 5000$.

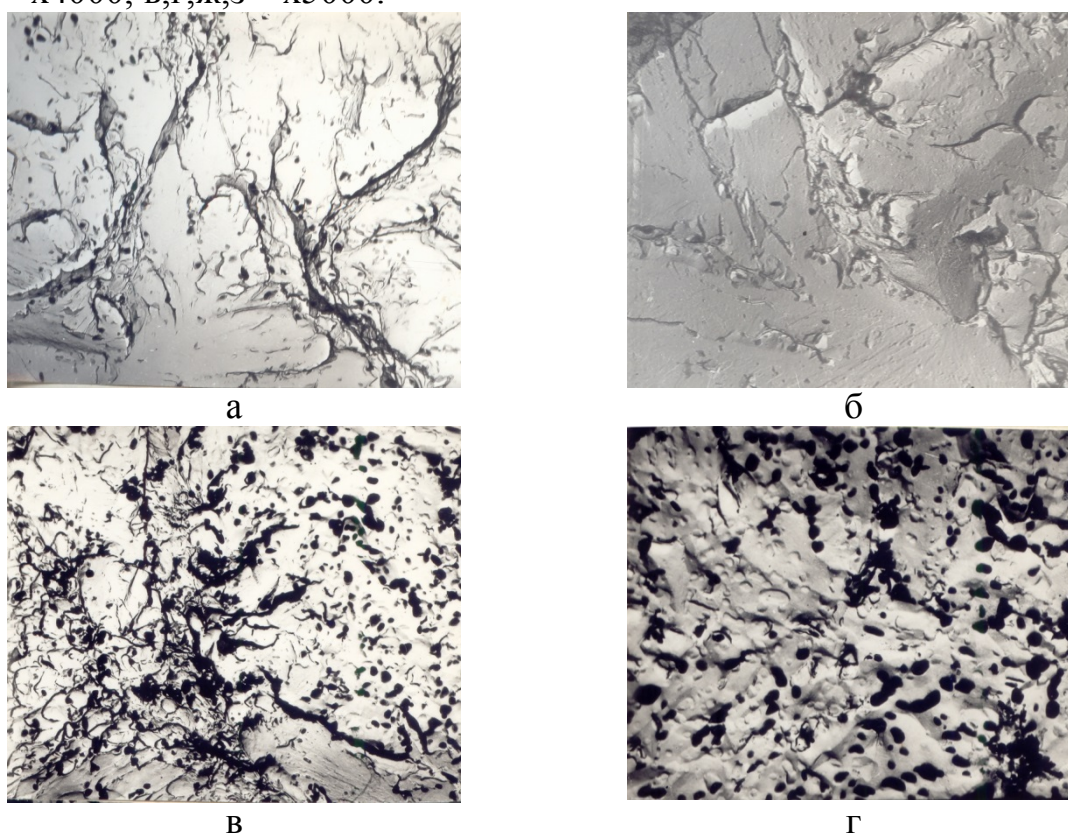
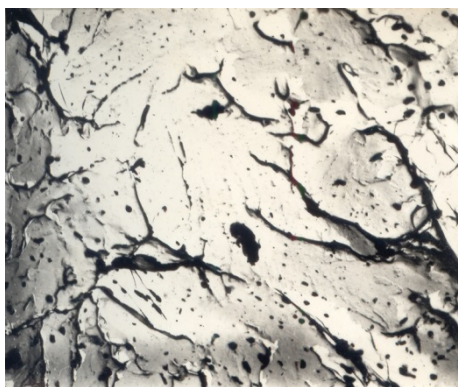
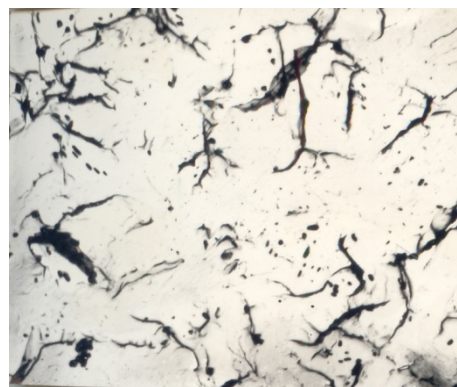


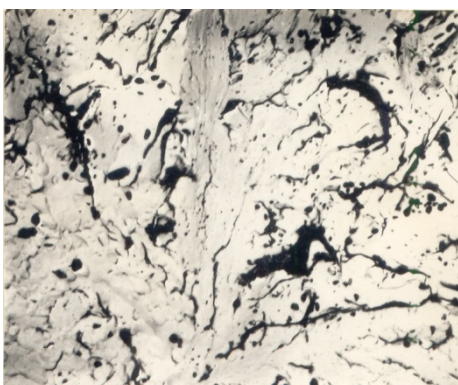
Рис. 5.19. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГР з цирконієм в в'язкому (а, б) та окрихченому (в, г) станах, випробовуваних при температурі -70°C : а – $\times 3500$; б – $\times 4000$; в, г – $\times 5000$.



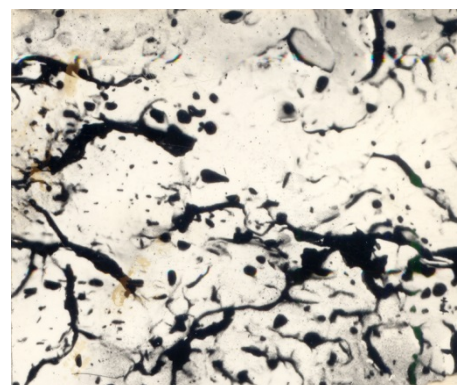
а



б



в



г

Рис. 5.20. Мікрофрактограми зразків сталі 40ХГР з молібденом в в'язкому (а, б) та окрихченому (в, г) станах, випробовуваних при температурі -70°C : а,б,в – $\times 4000$; г – $\times 5000$.

При наявності цирконію та, особливо, молібдену карбідні частки розподілені більш рівномірно і розміри їх значно менші – до $0,1\text{ мкм}$ (рис. 5.19, 5.20).

Результати кількісної оцінки вкладу окремих мікромеханізмів в руйнуванні зразків досліджуваних сталей, отриманих при обробці електронних фрактограм методами математичної статистики, представлені в табл. 5.9. Як видно з тих даних введення рідкісноземельних металів сприяє появі в крихкому зломі бористої сталі ділянок мікрів'язкого руйнування. Легування молібденом призводить до значного зменшення частки зернограничного руйнування, яке характеризується самою низькою енергомісткістю.

Таким чином, введення мішметалу, празеодиму, цирконію і молібдену надає значного впливу на мікромеханізм руйнування і будову зломів

борвміщуючих сталей. Статистичне узагальнення елементарних актів процесу руйнування дозволило оцінити вплив вказаних мікродобавок на рівень несучої здатності та руйнування досліджуваних сталей.

Розвиток зворотньої відпускнуї крихкості сприяє зменшенню когезивної міцності в приграничних зонах зерен. Тому окричувальна обробка призводить до збільшення частки міжзеренного злому в сталях, причому на характер руйнування значно впливає хімічний склад сталей, в тому числі мікродобавки, такі як бор, рідкісноземельні метали, цирконій і молібден. Вплив малих добавок на будову зломів після окрихчування до кінця не вивчений, хоча в деяких працях [96, 182, 183] вказувалося на перспективність застосування мікролегування адсорбційно-активними домішками для усунення міжзеренного руйнування.

Добавки бора, РЗМ, цирконію і молібдену суттєво змінюють будову зломів сталей в окрихченому стані. При введенні бору збільшується частка міжзеренного злому, на якому виявляються сліди пластичної деформації у вигляді ступеней, ямок, гребенів (рис. 5.16). На міжзеренних поверхнях спостерігається більша кількість неоднорідних по розміру і формі карбідних часток (розміром до 1 мкм), чим на поверхні зломів в'язких зразків. В сталі з добавками РЗМ на поверхні міжзеренних зломів менше слідів пластичної деформації, ніж в сталі з бором (рис. 5.17).

В сталі з празеодимом в зломах зустрічаються в основному рівновісні карбіди (рис. 5.18). Окриччувальний відпуск збільшує щільність карбідних часток та їх слідів на поверхні міжзеренних зломів сталей, мікролегованих бором та РЗМ, причому поверхня руйнування обгинає частки по межах карбідів з матрицею, не розколюючи їх (рис. 5.17). При введенні молібдену в борвміщуючі сталі зменшується щільність карбідних часток та їх слідів на поверхні межзеренних зломів (рис. 5.20). Отже, в сталі з молібденом поверхня розділу карбід-матриця відіграє меншу роль при руйнуванні, ніж у вищевказаних сталях.

Добавки бору приводять до неоднорідного розміщення легуючих елементів, підвищенню концентрації хрому поблизу меж зерен сталі 40ХГ як в в'язкому, так і в окрихченому станах, що пояснюється різною швидкістю карбідоутворення при відпуску в об'ємі та у меж зерен.

Електроннографічні дослідження часток, екстрагованих з крихких зломів, виявили в сталі 40ХГ в в'язкому стані карбіди типу Me_3C (рис. 5.22), а в окрихченому стані Me_7C_3 (рис. 5.23). Мікролегування бором приводить до появи в зломах сталей фаз з підвищеним вмістом хрому (рис. 5.21, табл. 5.8). В сталі 40ХГР після гартування та високого відпуску присутні карбіди типу Me_7C_3 , після окрихчування на поверхні міжзеренних зломів виявлено наявність карбідів Me_7C та Me_{23}C_6 , в яких ступінь фізичної невідповідності з феритною матрицею більше, ніж у цементиту (рис. 5.24). В зломах сталей, легованих молібденом, зустрічаються карбіди типу Me_3C .

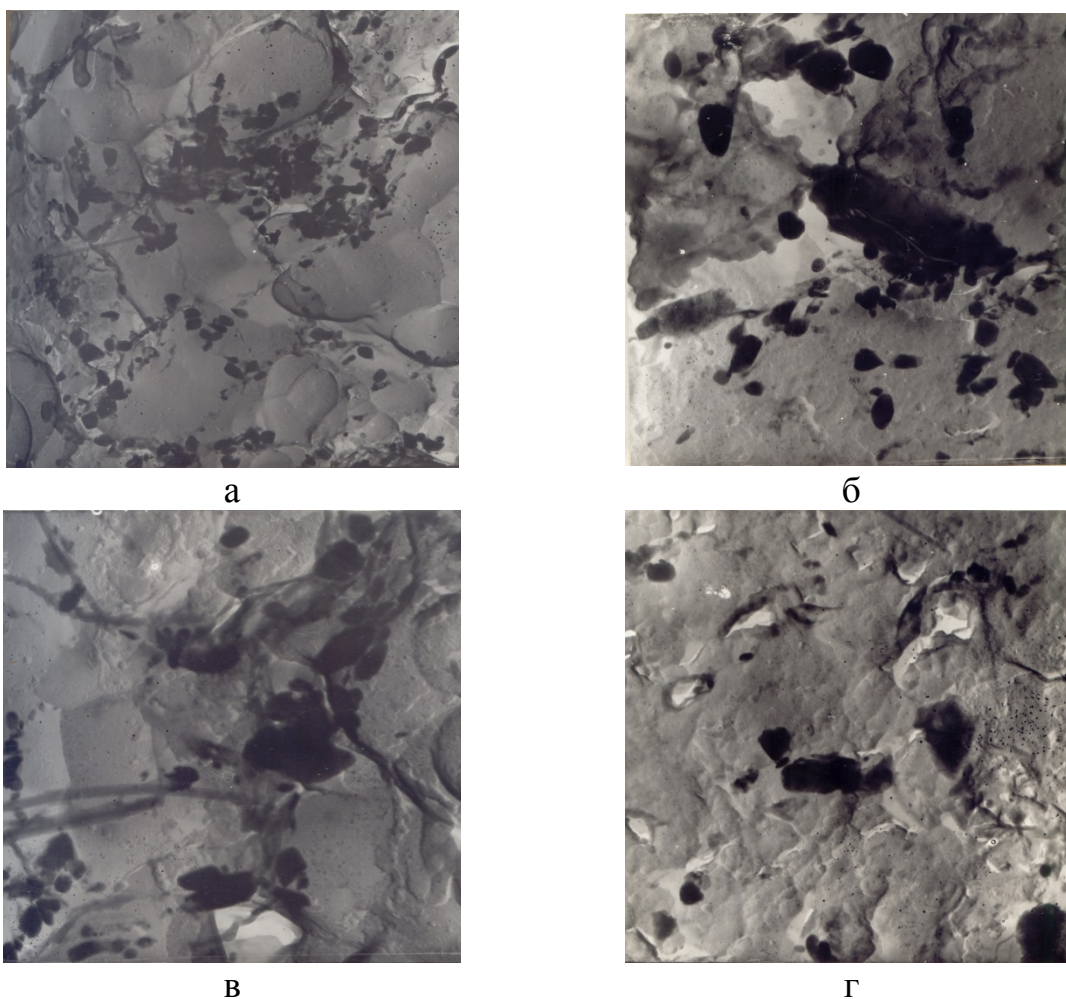


Рис. 5.21. Розташування карбідів в зламі сталі 40ХГР в в'язкому (а,б) та окрихченому (в,г) станах. а – $\times 8290$; б,в,г – $\times 18000$.

Аналіз результатів проведених досліджень показав, що частка міжзеренного руйнування в зломах сталей залежить від хімічного та фазового складів приграничних зон зерен. Як видно із табл. 5.9 мікролегування бором збільшує роль інтеркристалітного злому в руйнуванні сталей, легованих хромом та марганцем. Вплив мікродобавок на міжзеренне руйнування нелегованих сталей значно менше. Добавки бору сприяють підвищенню концентрації хрому поблизу меж зерен сталі 40ХГ як в в'язкому, так і в окрихченому станах.

Бор сприяє неоднорідності протікання процесів карбідоутворення в об'ємі і у меж зерен при відпуску легованої сталі, причому виникаюча з утворенням карбідів неоднорідність α -твердого розчину буде зменшуватися за рахунок дифузії, що вирівнює. Тому загальна концентрація хрому, тобто його вміст в фериті та карбідах, буде вище в приграничних областях, ніж у внутрішніх об'ємах зерен.

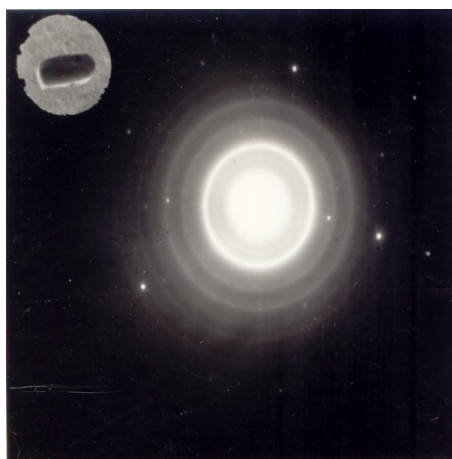


Рис. 5.22. Мікроелектронограма частки цементиту Fe_3C , екстрагованої з зламу сталі 40ХГ в в'язкому стані.

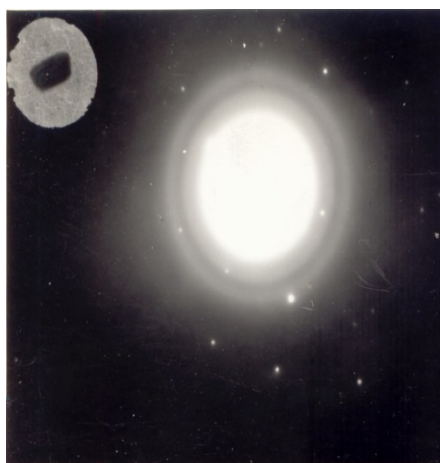


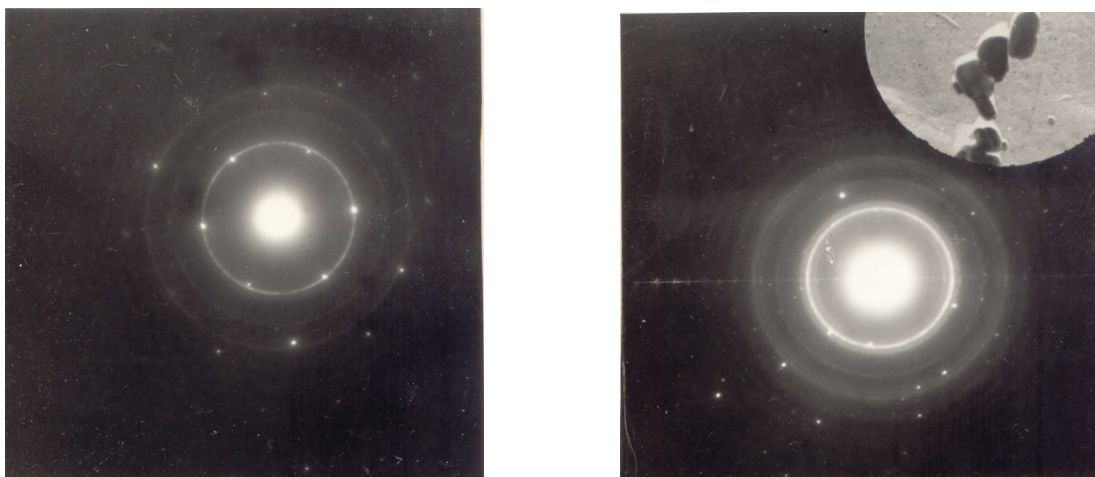
Рис. 5.23. Мікроелектронограма частки карбіду Cr_7C_3 , екстрагованої з злому сталі 40ХГ в окрихченому стані.

Введення бору сприяє нерівномірному розподіленню карбідів по межах зерен та субзерен, переходу хрому в зернограничні карбіди та утворенню спеціальних карбідів. Збагачення приграничних зон вуглецем та легуючими елементами полегшує міграцію домішкових елементів до меж зерен та сприяє послабленню міцності міжзеренного зв'язку. Добавки рідкісноземельних металів та молібдену утруднюють процес перерозподілу елементів, підвищують однорідність структури сталі.

Таблиця 5.8

**Міжплощинні віддалі в решітці фаз, екстрагованих з зломів сталі
40ХГР в окрихченому стані**

| № п/п | $\frac{d}{n}$ розрахункове | $\frac{d}{n}$ табличне | HKL | I | Фаза |
|----------|----------------------------|---------------------------|--------|--------|---------------------------------|
| 1. | 2,12 | 2,12 | 202 | ср. | Cr ₇ C ₃ |
| 2. | 1,965 | 1,971 | 211 | ср.с. | Fe ₃ C |
| 3. | 1,874 | 1,878 | 440 | ср. | Cr ₂₃ C ₆ |
| 4. | 1,585 | 1,583 | 130 | ср. | Fe ₃ C |
| 5. | 1,448 | 1,46 | 800 | сл. | Cr ₇ C ₃ |
| 6. | 1,345 | 1,35 | 811 | сл. | Cr ₇ C ₃ |
| 7. | 1,260 | 1,252 | 822 | ср.с | Cr ₂₃ C ₆ |
| 8. | 1,227 | 1,227 | 751 | ср. | Cr ₂₃ C ₆ |
| 9. | 1,148 | 1,150 | 134 | ср. | Fe ₃ C |
| 10. | 1,121 | 1,126 | 330 | ср.с. | Fe ₃ C |
| 11. | 1,084 | 1,084 | 844 | с. | Cr ₂₃ C ₆ |
| 12. | 0,990 | 10.4.0 | 10.4.0 | ср. | Cr ₂₃ C ₆ |
| 13. | 0,983 | 0,985 | 422 | ср. | Fe ₃ C |
| 14. | 0,914 | 0,915 | 136 | ср.сл. | Fe ₃ C |
| 1. | 1,987 | 1,980 | 213 | сл. | Cr ₅ B ₃ |
| 2. | 1,786 | 1,774 | 006 | ср.сл. | |
| 3. | 1,244 | 1,241 | 413 | ср. | |
| 4. | 1,237 | 1,237 | 316 | ср. | |
| 5. | 1,214 | 1,214 | 404 | ср. | |
| 6. | 1,161 | 1,159 | 334 | ср. | |
| 7. | 1,052 | 1,054 | 318 | ср. | |
| 8. | 1,005 | 1,006 | 426 | ср.с | |
| 9. | 0,996 | 0,998 | 417 | о.с. | |
| 1. | 3,29 | 3,26 | 110 | ср. | FeB |
| 2. | 1,892 | 1,90 | 210 | о.с. | |
| 3. | 1,685 | 1,67 | 130 | с. | |
| 4. | 1,559 | 1,60 | 211 | с. | |
| 5. | 1,248 | 1,249 | 041 | ср. | |



а

б

Рис. 5.24. Мікроелектронограми часток карбідів Cr_7C_3 (а) та Cr_{23}C_6 (б), екстрагованих зі зламів сталі 40ХГР в окрихченому стані.

Отже, комплексне мікролегування сталей дозволяє регулювати склад, розподілення та дисперсність карбідів, стан міжзеренних поверхонь та міжфазних меж та тим самим понижує окрихчування сталей при високому відпуску.

5.5. Вибір оптимальних параметрів мікроструктури для підвищення властивостей мікролегованих сталей

Застосування мікролегування для управління структурно-енергетичним станом внутрішніх поверхонь розділу (ВПР) є найперспективнішим способом покращення властивостей сталей. Його ефективне використання вимагає врахування багаторівневого характеру поверхонь розділу (наявності різних розмірів зерен і субзерен, блоків мозаїки, областей когерентного розсіювання). Незважаючи на теоретичні знання, розвиток і промисловий досвід застосування малих додатків, їх вплив на енергію, структуру, фазовий і хімічний склад великокутових і малокутових поверхонь поділу зерен, зеренних і субзеренних стиків, а також схильність сталей до міжзеренного руйнування вивчені недостатньо.

Обґрунтування критеріїв оцінки стану ВІР вимагає моделювання і комп'ютерного аналізу граничних зон. Для вибору раціональних способів підвищення експлуатаційної надійності мікролегованих сталей після гартування і високого відпуску використаємо моделювання досліджуваних об'єктів (див. розділ 2).

Мікролегування суттєво не впливає на міцність і пластичні характеристики сталей після гартування і високого відпуску (в'язкий стан). При введенні бору опір крихкому руйнуванню зменшується і поріг холодноламкості (t_{50}) зміщується в бік високих температур на 20°C. Комплексне мікролегування бором і рідкісноземельними металами, празеодимом і цирконієм (варіанти 3...5, табл. 5.9) підвищує ударну в'язкість при від'ємних температурах, але поріг холодноламкості знаходиться на рівні сталі 40ХГ. Найефективніше діє молібден, присутність якого підвищує ударну в'язкість при від'ємних температурах і зсуває поріг холодноламкості бористої сталі 40ХГ в бік низьких температур 20...25°C (табл. 5.9). Аналогічні результати отримані після окрихчувального відпуску.

Зміна опору крихкому руйнуванню при введенні малих добавок пов'язана з їх впливом на здатність елементів структури до мікролокальної деформації і характер руйнування сталей. Фрактографія показала, що поверхня макрокрихкої зони зламів ударних зразків складається з мікроділянок ямкового рельєфу, череззеренного та міжзеренного злому. Введення бору зменшує частку мікрров'язкого руйнування, сприяє міжзеренному руйнуванню і збільшенню розмірів фасеток череззеренного злому. При мікролегуванні рідкісноземельними металами в зломі бористої сталі з'являються ділянки мікрров'язкого руйнування з ямками, розміщеними вздовж гребенів відриву. Введення цирконію суттєво не впливає на будову фасеток зламу, але збільшує кількість ділянок ямкового рельєфу. Легування молібденом найефективніше гальмує міжзеренне руйнування.

Кількість фасеток міжзеренного злому в макрокрихкій ділянці злому зростає при переході від нижнього до верхнього порогу холодноламкості, тому вплив мікродобавок на міжзеренне руйнування визначили на зразках що мали 10% макрокрихкої складової (t_{10}). Частка міжзеренного руйнування найбільше зростає в сталі, мікролегованій бором, особливо після окрихчувального відпуску. При введенні рідкісноземельних металів, цирконію молібдену міжзеренний злом змінюється на череззеренний (табл. 5.9).

Таблиця 5.9

Вплив мікролегування на критичну температуру крихкості, співвідношення між структурними складовими мікрокрихкої ділянки зламу і характеристики мікроструктури сталей в покращеному стані і після окрихчувальної обробки

| Варіант | Сталь | t ₅₀ , °C | t ₁₀ , °C | Частка мікрорельєфу в макрокрихкій ділянці зламу, % | | | Площа поверхонь поділу зерен, см ² /см ³ | Кількість потрібних стиків | Частка поверхонь поділу зерен із глибиною рівчаків травлення понад 0,35μm |
|---------|------------------|----------------------|----------------------|---|--------------------------------|------------------------------|--|----------------------------|---|
| | | | | Ямкового, S ₁ | Квазівідкольного | | | | |
| | | | | | череззеренного, S ₂ | міжзеренного, S ₃ | | | |
| 1 | 4ХГ | $\frac{-50}{-38}$ | $\frac{-34}{-20}$ | $\frac{9}{15}$ | $\frac{81}{27}$ | $\frac{10}{58}$ | 1449 | 4461 | $\frac{22}{32}$ |
| 2 | 40ХГ з 0,002%B | $\frac{-30}{-13}$ | $\frac{-20}{-0}$ | $\frac{8}{6}$ | $\frac{74}{10}$ | $\frac{18}{84}$ | 621 | 1894 | $\frac{46}{64}$ |
| 3 | 40ГР з 0,02% РЗМ | $\frac{-42}{-26}$ | $\frac{-30}{-15}$ | $\frac{15}{14}$ | $\frac{74}{17}$ | $\frac{11}{69}$ | 664 | 2038 | $\frac{12}{30}$ |
| 4 | 40ХГР з 0,02% Pr | $\frac{-52}{-39}$ | $\frac{-40}{-20}$ | $\frac{15}{17}$ | $\frac{75}{22}$ | $\frac{10}{61}$ | 721 | 2174 | $\frac{14}{26}$ |
| 5 | 40ХГР з 0,02%Zr | $\frac{-55}{-42}$ | $\frac{-41}{-25}$ | $\frac{15}{21}$ | $\frac{77}{26}$ | $\frac{8}{53}$ | 969 | 2713 | $\frac{23}{13}$ |
| 6 | 40ХГР з 0,17%M o | $\frac{-72}{-60}$ | $\frac{-60}{-40}$ | $\frac{12}{19}$ | $\frac{83}{40}$ | $\frac{5}{41}$ | 843 | 2192 | $\frac{18}{41}$ |

Примітка: в чисельнику подано дані після первинного відпуску у знаменнику – після повторного.

Металографічні дослідження сталі 40ХГ показали, що розмір зерна становить 15...18 мкм, в структурі чітко проявляються великокутові і малокутові границі. При введенні бору розмір зерна підвищується до 35...42 мкм. Після окрихчувального відпуску поверхні поділу зерен протравлюються сильніше. Рівчаки травлення є глибші, ніж в сталі без добавок і у в'язкому, і в окрихченому станах, особливо біля потрійних стиків зерен.

Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу суттєво впливає на процеси карбідоутворення під час відпуску. На вугільних репліках виявлено нерівномірний розподіл виділень розміром 0,05...1 мкм. Після окрихчувальної обробки густина карбідних виділень по границях істотно зростає. В сталі 40ХГ після вторинного відпуску з повільним охолодженням вона удвічі більша, ніж після відпуску з пришвидшеним охолодженням. Мікролегування бором збільшує частку поверхонь поділу із великою кількістю карбідів, а РЗМ, цирконієм і молібденом – зменшує.

Щоб з'ясувати роль енергії границь зерен у процесі росту тріщини, досліджували сталь 40ХГ після окрихчувального відпуску. В околі вирізу ударного зразка утворили втомну тріщину, вершину якої позначили на певній віддалі пірамідою на приладі ПМТ-3. Біля вершини тріщини та на шляху її можливого росту вимірювали глибину зернограничних рівчаків. Виявилось, що під статичним згином тріщина поширюється по поверхнях поділу зерен з вищою енергією, які після іонно-плазмового травлення мають глибину понад 0,35 мкм (рис. 5.25). Оскільки структурно-енергетичний стан внутрішніх поверхонь розділу і зернограничні карбіди впливають на здатність до мікролокальної деформації і руйнування міжзеренних зон, для кількісного опису цих зв'язків розроблені системні моделі структури сталей.

Для описання структури металевих матеріалів за допомогою моделей використали дискретні підходи, в яких елементи системи розглядались як точки у просторі, і матричний метод представлення елементів і їх взаємодій. Тобто систему зображали як матрицю, на головній діагоналі

якої подано інформацію про елементи системи (A_1 , A_2), а обабіч діагоналі – про їх взаємодію (Y_1 , Y_2) (рис. 3.3).

Як системні інваріанти взято наступні параметри структури:

1. Елементами системи були площі границь в інтервалі 12...27 мкм (група A_1) та в інтервалі 50...67 мкм (група A_2). У сталях однорідним зерном A_1 і A_2 дорівнювали половині від сумарної площі міжзеренних границь.

2. Взаємодію між елементами описували площею зерен із глибиною рівчаків травлення понад 0,35 мкм (Y_{12}) і протравлених градієнтних зеренних стиків (Y_{21}).

3. Узагальнюювальною характеристикою елементів системи і їх взаємодії був детермінант матриці Y .

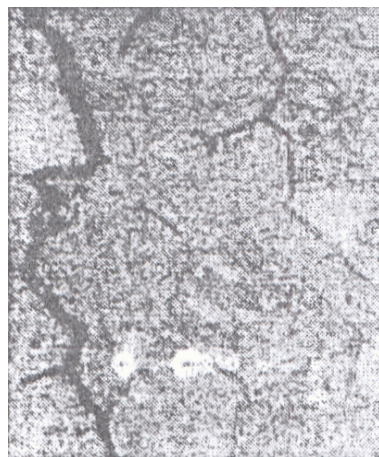


Рис. 5.25. Ріст тріщини по поверхнях поділу зерен із різною глибиною рівчаків травлення в сталі 40ХГ після окрихчувальної обробки, $\times 100$.

Після побудови системної моделі структури встановлювали емпіричні зв'язки між системними властивостями, які характеризують визначник матриці і фізико-механічні властивості сталі. Відтак знаходили границі зміни системних властивостей і значення матричного параметра структури (Y), при яких фізико-механічні властивості сталі є оптимальними. На підставі результатів досліджень мікроструктури і стану внутрішніх поверхонь розділу розраховували значення матричних параметрів сталей після покращання, а також окрихчувальної обробки.

Отримані дані використовували для побудови залежності частки міжзеренного руйнування (S_3) в зразках, випробуваних при температурі

верхнього порогу холодноламкості (T_{10}), від визначника гіперкомплексної матриці (Y). Аналіз показав (рис. 5.26), що при мікролегуванні схильність до міжзеренного руйнування зростає зі зменшенням визначника матриці. В найбільшій мірі це проявляється в сталі 40ХГР після окрихчувального відпуску. Комплексне мікролегування приводить до зменшення частки міжзеренного руйнування сталей, при цьому визначник матриці Y зростає.

Обчислювальний експеримент дозволив встановити параметри мікроструктури, при яких відбувається зменшення частки міжзеренного злому в умовах крихкого руйнування сталей. Ступінь впливу різноякісних елементів структури (зерен і внутрішніх поверхонь поділу) визначається їх відношенням до рівня ієрархії структури. Структурними одиницями, які відіграють вирішальну роль у процесах міжзеренного руйнування, є поверхні поділу зеренних конгломератів і стики з вищим рівнем енергії.

Числові оцінки показали, що для сталей, мікролегованих бором, частка міжзеренного руйнування зменшується, коли визначник матриці інваріантної моделі структури є більший $70 \times 10^3 \text{ cm}^{-2}$ (рис. 5.26). Таке значення визначника матриці досягається при величині зерна 20...25 мкм, а також зменшенні зернограничних карбідів.

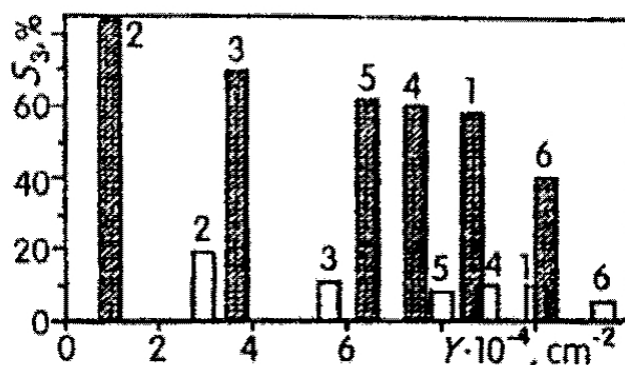


Рис. 5.26. Вплив мікролегування на визначник матриці (Y) і частку міжзеренного руйнування сталей (S_3) (табл. 5.9): □□ – в'язкий стан; ■■ – окрихчений стан.

Мікролегування тільки бором, збільшуючи розмір зерна, сприяє виділенню зернограничних карбідів, зростанню частки поверхонь поділу із кількістю карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ mm}^{-2}$, зміщує поріг холодноламкості в бік

високих температур і підвищує частку міжзеренного рельєфу в крихкій зоні руйнування. Рідкісноземельні метали збільшують однорідність структури бористої сталі, а кількість зернограничних карбідів зменшується у 1,5...2 рази. Позитивний вплив цирконію і молібдену пов'язаний зі зменшенням розміру зерна до 25...30 мкм і кількості зернограничних карбідів, особливо після окрихчувального відпуску.

Отже, використання інваріантних моделей структури дозволяє оцінювати вплив розміру зерен, різнозернистості, потрібних зеренних стиків, міжзеренної енергії, а також розподілу карбідів на опір інтеркристалітному руйнуванню мікролегованих сталей, вибирати шляхи оптимізації мікроструктури з метою усунення їх окрихчення під час високого відпуску.

5.6 Висновки по п'ятому розділу.

1. Підвищення опору утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітному руйнуванню мікролегуванням та термічною обробкою вимагає детального аналізу процесів, які відбуваються в приграничних зонах зерен з градієнтною будовою, що змінюється при технологічних обробках та експлуатації.

2. Утворення міжзеренних пошкоджень і зростання частки інтеркристалітного руйнування пов'язано з формуванням нерівноважних поверхонь поділу зерен з надлишковим вільним об'ємом, вищим значенням енергії, яка оцінюється за глибиною рівчаків після іонно-плазмового травлення сталей. Збільшення площі поверхонь поділу з глибиною рівчаків травлення понад 0.3 мкм спричиняє зростання частки міжзеренного руйнування поліпшуваних сталей.

3. Встановлено, що в залежності від параметрів фізичних і механічних характеристик локальних об'ємів приграничних зон структури полікристалічні матеріали поділяються на три групи – з малою, стабільною і катастрофічною схильністю до міжзеренного руйнування. Підвищення експлуатаційної надійності сплавів вимагає зменшення відносного градієнту властивостей зони «зерно – поверхня поділу зерна».

4. Мікролегування бором сприяє збільшенню розміра зерна, появі в структурі стиків і поверхонь поділу зерен, які мають суттєві відмінності за енергіями, в бористих сталях з цирконієм і молібденом зерно подрібнюється.

5. Частка поверхонь поділу з вищим рівнем зернограничної енергії в покращувальних сталях при мікролегуванні бором, а також окрихчувальній обробці зростає. При введенні РЗМ розподіл поверхонь поділу зерен за глибинами рівчаків травлення у в'язкому і окрихчувальному станах є більш однорідний. Введення цирконію зменшує частку поверхонь поділу зерен з високим рівнем енергії.

6. Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу зерен суттєво впливає на процеси карбідоутворення під час відпуску. Окрихчувальна обробка і мікролегування бором збільшують частку поверхонь поділу зерен із великою густиною карбідних виділень, по яким утворюються зернограничні пошкодження при дії зовнішніх навантажень, а добавки РЗМ, цирконію і молібдену – зменшують.

7. На основі розроблених інваріантних моделей проведена кількісна оцінка впливу величини зерен, потрійних стиків і зернограничної енергії на опір сталей інтеркристалітному сколу. Встановлені параметри мікроструктури мікролегованих сталей, при яких зменшується частка міжзеренного злому в умовах крихкого руйнування, зокрема, в бористі сталі це досягається при величині зерна 20...25 мкм, а також зменшення кількості зернограничних карбідів за рахунок мікролегування цирконієм і молібденом.

8. Визначені граничні значення характеристик локальних об'ємів зерен, при яких зменшується здатність до утворення міжзеренних пошкоджень сплавів. Завдяки цьому забезпечується можливість впровадження інноваційних технологій зернограничного конструювання структури металовиробів, що дозволяє у порівнянні з відомими технологіями суттєво підвищити параметри надійності деталей – довговічність, ресурс, безвідмовність при мінімальних економічних витратах.

Розділ базується на результатах робіт [196, 233, 237, 238, 240, 241, 304, 330, 335, 345, 346, 347, 351, 352].

РОЗДІЛ 6

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ ДЕФОРМОВАНИХ, ПОРОШКОВИХ І ВИЛИТИХ ЗАГОТОВОК КЕРУВАННЯМ СТРУКТУРНО- ЕНЕРГЕТИЧНИМ СТАНОМ ВНУТРІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ПОДІЛУ

6.1. Використання підходів інженерії границь зерен для вибору параметрів технологічної обробки листового прокату.

Деформовані маловуглецеві сталі широко використовуються для виготовлення деталей обладнання, яке працює в умовах дії знакозмінних і динамічних навантажень.

Технологічна обробка і зокрема пластична деформація сталей супроводжується утворенням дефектів, які сприяють формуванню пошкоджень в умовах зовнішнього навантаження. В той же час вплив технологічної пошкодженості на їх утворення при експлуатації і функціональні властивості виробів вивчений недостатньо [224, 225].

Основною з вимог до сталей, які використовуються для холодної обробки тиском є висока здатність до штампування – властивість змінювати свою форму без утворення тріщин, розривів, розшарувань. На штампувальність мають вплив багато факторів, і на даний час відсутні показники, за якими можна оцінювати придатність сталі до операцій штампування [353].

При обробці тиском маловуглецевих сталей суттєво змінюється як ефективні напруження, так і їх структурний стан – зростає густина дефектів кристалічної будови, витягуються зерна, відбувається орієнтування кристалічних осей, виникають залишкові напруження. Із збільшенням ступеня деформації границя текучості зростає швидше тимчасового опору, і коли обидві характеристики врівноважуються стан матеріалу стає граничним, і при спробі продовжити деформацію він руйнується. В зв'язку з цим часто відбувається руйнування прокатаних заготовок в умовах технологічної

обробки. Це пов'язано із тим, що в значній мірі пластичність заготовок вичерпується ще на етапі їх виготовлення. Тому метою роботи є підвищення пластичності маловуглецевої сталі після прокатування [354, 355].

Досліджували полосові заготовки товщиною $4 \cdot 10^{-3}$ м сталі типу 17Г1С (0,19% С, 0,55% Si, 1,4% Mn, 0,4% Cr, 0,035% P, 0,04 % S) після холодного прокатування. З представлених заготовок були виготовлені зразки для випробувань на розтяг (тип III ГОСТ 1497-99), вимірювань твердості і металографічних досліджень.

Дослідження шліфів показали, що структура сталі представляє собою витягнуті зерна фериту і ділянки перліту, які утворюють стрічки. Кількість перліту відповідає вмісту вуглецю в сталі (0,19% С). Структура заготовок є типовою для деформованої маловуглецевої сталі. Слід відмітити, що напрям орієнтації структури співпадає з напрямом максимальних напружень, які виникають при технологічних обробках, що відповідає вимогам технічних умов на холоднолистове штампування.

Визначення механічних властивостей сталі показали відсутність площини текучості на кривих розтягу. Значення відносного видовження знаходиться в межах 4,2...5,7 % і є меншим ніж представлено у вимогах до механічних властивостей прокату, де мінімальне значення видовження складає 8 %.

Твердість на поверхні зразків досягає 229 НВ, а на глибині $0,1 \cdot 10^{-3}$ м зменшується до 187 НВ. При замірах твердості на поверхні полоси виявлено, що біля відбитку матеріал руйнується, що вказує на вичерпання пластичності поверхневого шару внаслідок холодного прокатування.

Проведені дослідження вказують, що руйнування заготовок під час листового штампування проходило за рахунок вичерпання пластичності при прокатуванні. У зв'язку з цим нами було проведено розробку режимів термічної обробки для підвищення технологічної пластичності заготовок. З цією метою заготовки після холодного прокатування піддавали нагріванням на протязі 60 хв. в муфельній електричній печі до температур

400 °С, 450°С, 500°С, 550°С. Після нагріву з метою усунення сегрегацій на внутрішніх поверхнях розділу заготовки охолоджували у воді.

Результати вимірювань твердості і механічних властивостей представлені в таблиці 6.1.

Аналіз кривих розтягу показав, що після відпуску при температурах 400°С і 450°С відсутня площина текучості, що свідчить про низьку пластичність сталі. Після дорекристалізаційного відпалу при температурах 500°С і 550°С на кривих розтягу з'являються площини текучості, що вказує на підвищення пластичності сталі.

Таблиця 6.1

Твердість і механічні властивості зразків після дорекристалізаційного відпалу

| Номер зразка | Температура відпалу, °С | Твердість, НВ | Границя міцності σ_B , Н/мм ² | Відносне видовження δ , % | Відносне звуження Ψ , % |
|--------------|-------------------------|---------------|---|----------------------------------|------------------------------|
| 1 | 400 | 223 | 606 | 8,5 | 52,7 |
| 2 | 450 | 212 | 621 | 9,6 | 52,0 |
| 3 | 500 | 202 | 612 | 10,8 | 54,2 |
| 4 | 550 | 207 | 598 | 11,0 | 53,9 |

Зміна твердості після дорекристалізаційного відпалу свідчить, що процеси, які відбуваються в поверхневому шарі після відпалу проходять на глибині, яка відповідає глибині відбитка. Тобто процеси зміцнення при прокатуванні і знеміцнення при дорекристалізаційному відпалі проходять в більшій ступені в поверхневому шарі, що суттєво впливає на такі структурно чутливі характеристики як пластичність (δ , Ψ) і менше впливає на характеристики міцності і твердості. Твердість поверхні зразків після дорекристалізаційного відпалу при температурах 500°С і 550°С зменшилась до НВ 207, а відносне видовження зросло до 8,5...11,0 %. Зміна механічних властивостей сталі пов'язана із впливом внутрішньої

будови матеріалу на його здатність до утворення пошкодженості в умовах технологічних обробок і випробувань на розтяг.

Для оцінки несучої здатності матеріалу широко використовуються показники в'язкості руйнування, які засновані на вимірюванні фізичних параметрів тріщини [355]. Оскільки в'язкість руйнування чутлива до структурного стану матеріалу, зокрема до однорідності структури, то для оцінки несучої здатності матеріалу як параметр, контролюючий розвиток тріщини, приймають стан пошкодженості матеріалу в області вершини тріщини [356].

Стан пошкодження матеріалу в межах шийки зразка, підданому одноосьовому розтягу, подібний стану пошкодження матеріалу у вершині тріщини, що досягається до моменту її старту. Цей факт було встановлено при дослідженні пористості в області вершини тріщини і на зламі в шийці зразка [357]. Виявлена адекватність станів матеріалу в зоні вершини тріщини й у шийці одновісно розтягнутого зразка спричиняє можливість проведення оцінки несучої здатності пластини без залучення критеріїв в'язкості руйнування [358].

Несуча здатність пружньо-пластичного матеріалу під навантаженням визначається поведінкою локальних областей поблизу концентраторів напружень. Будь-яке руйнування пов'язане з пластичною деформацією. Тому параметри твердості можна застосовувати для оцінки тріщиностійкості, оскільки вони також характеризують опір матеріалу місцевій пластичній деформації.

Для вивчення впливу локального порушення суцільності сталі, яке формується в умовах технологічних обробок на пошкодженість при дії зовнішніх навантажень оцінювали опір сталі місцевій пластичній деформації при розклинюванні матеріалу індентором приладу для вимірювання твердості на зразках до і після розтягу. Згідно методу LM-твердості параметром, який інтегрально характеризує структурний стан матеріалу при обробці результатів масових вимірювань, є гомогенність

[359]. Великим значенням коефіцієнта гомогенності Вейбула m , який відображає ступінь розсіювання характеристик твердості, відповідає краща організація структури, низький ступінь пошкодженості, меншим значенням навпаки – вищий ступінь пошкодженості.

Для оцінювання розсіювання твердості проводили вимірювання твердості на головках зразків, які випробувались на розтяг, а також в зонах рівномірного видовження і у місцях утворення шийки. Навантаження при цьому складало 2450 Н, а діаметр кульки $2,5 \cdot 10^{-3}$ м, кількість замірів твердості була не менше 30.

Результати визначення коефіцієнта гомогенності Вейбула (m) дослідженої сталі представлені на рис. 6.1.

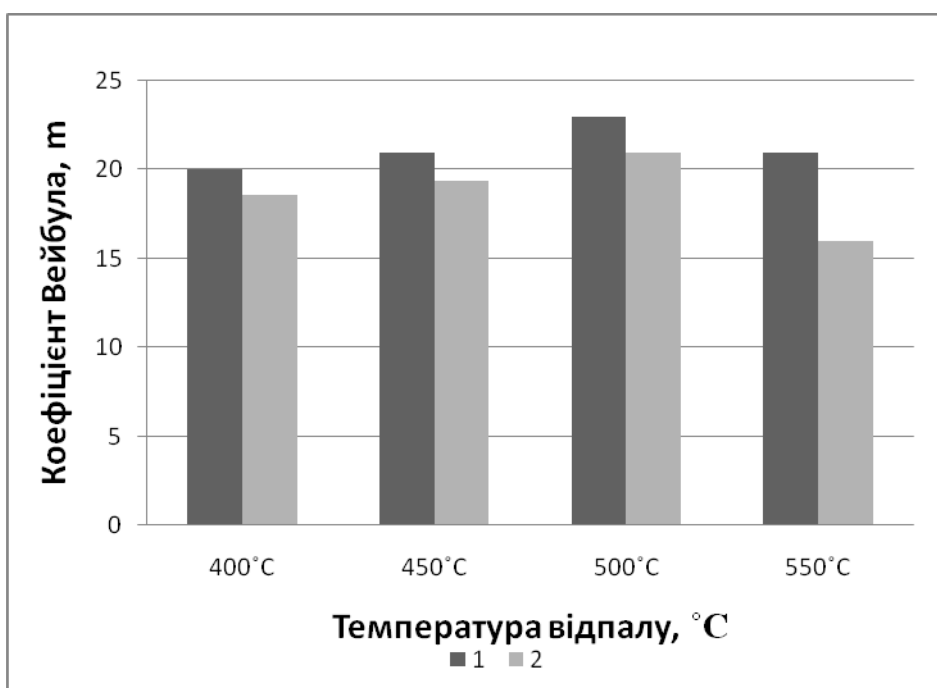


Рис. 6.1. Вплив технологічної і термічної обробок на коефіцієнт гомогенності Вейбула (m) дослідженої сталі: 1– головка зразка; 2 – зона рівномірного видовження.

Як видно після прикладання навантаження коефіцієнт m зменшується. У зв'язку з тим, що при випробуваннях на розтяг на шийці утворюються криволінійні поверхні, заміряти твердість в області шийки є складно, так як в деяких випадках відбувається проковзування кульки.

Аналіз розподілу твердості зразків показав збільшення коефіцієнта m , після відпуску при температурі 450°C . Відпуск при температурі 500°C приводить до подальшого зростання коефіцієнта гомогенності m зразків після прокатування (рис. 6.1). Це вказує на зменшення пошкодженості матеріалу і заліковування дефектів, що утворились при прокатуванні, в умовах дорекристалізаційного відпалу. Така зміна структури може бути пов'язана з дифузією атомів домішок впровадження в зони локального порушення суцільності матеріалу. Після відпалу при 550°C коефіцієнт гомогенності m зменшується, що вказує на утворення в матеріалі областей здатних до формування пошкоджень при дії зовнішнього навантаження. Зменшення коефіцієнта гомогенності m пов'язано із міжкристалітною внутрішньою адсорбцією домішкових атомів, які утворюють тверді розчини заміщення в ґратці α -заліза при даній температурі на внутрішніх поверхнях розділу. Тобто при температурі 500°C атоми впровадження переміщуються в області утворення мікропор, на внутрішні поверхні розділу, а при температурі 550°C відбувається міжкристалітна внутрішня адсорбція домішок проникнення і заміщення на нерівноважних поверхнях поділу зерен, які мають більшу адсорбційну здатність.

При певних концентраціях домішок співвідношення поверхневих енергій вільних поверхонь і поверхонь поділу зерен змінюється так, що зародження тріщин відбувається на поверхнях зерен. Вирішальну роль в утворенні міжзеренних пошкоджень відіграє енергія міжзеренного зчеплення γ^* , яка визначається із співвідношення (2.18).

Розрахунок пошкодженості проводився за формулою:

$$\Delta W = 1 - \frac{m_p}{m_z}, \quad (6.1)$$

де m_p - коефіцієнт гомогенності в ділянці рівномірного видовження; m_z - коефіцієнт гомогенності на головці.

Результати представлено в табл. 6.2 і на рис. 6.2.

Таблиця 6.2

Визначення пошкодженості технологічної і термічних обробок

| Зразок | m_z | m_p | ΔW |
|----------------------|-------|-------|------------|
| Після прокатування | 25 | 20,1 | 0,196 |
| Після відпуску 400°C | 20 | 18,6 | 0,070 |
| Після відпуску 450°C | 21 | 19,4 | 0,076 |
| Після відпуску 500°C | 23 | 21 | 0,087 |
| Після відпуску 550°C | 21 | 16 | 0,238 |

Дослідження розсіювання значень твердості в зоні рівномірного видовження зразків після розтягу показали зменшення коефіцієнта m , що вказує на формування додаткової пошкодженості при дії зовнішнього навантаження у порівнянні із пошкодженістю, яка була в результаті прокатування.

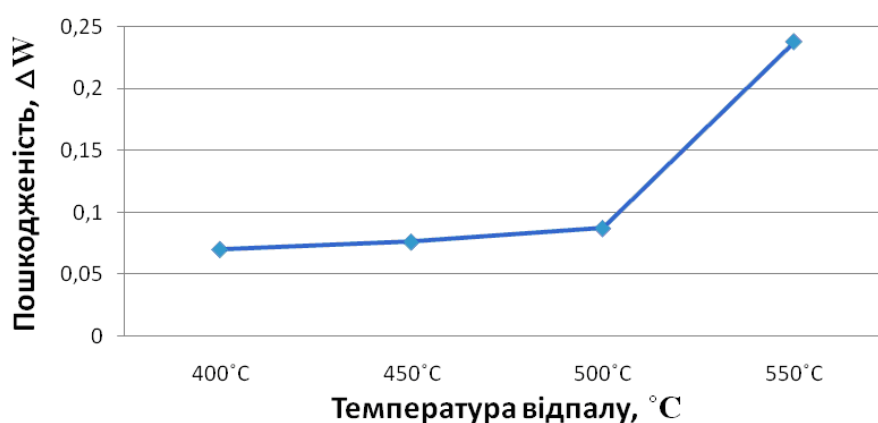


Рис. 6.2. Вплив температури дорекристалізаційного відпалу на пошкодженість при розтягу.

Після відпалу при 550°C пошкодженість при випробовуваннях на розтяг суттєво зростає, що вказує на формування при нагріванні локальних мікроб'ємів матеріалу здатних до руйнування.

Таким чином зміна механічних властивостей досліджуваної сталі пов'язана із впливом внутрішньої будови матеріалу на його здатність до утворення пошкоджень в умовах технологічних обробок і зовнішніх навантажень. Після відпалу при 500°C коефіцієнт гомогенності Вейбула, який характеризує зниження пошкодженості, є вищим як у вихідному стані, так і при прикладанні зовнішнього навантаження. Підвищення

технологічної пластичності заготовок з маловуглецевої сталі досягається при використанні розробленого режиму термічної обробки: нагрівання до температури 500°C протягом 60 хв. з прискореним охолодженням.

На основі проведених досліджень були запропоновані режими технологічних обробок для підвищення функціональних властивостей деталей, які отримують із холоднокатаних заготовок маловуглецевої сталі.

6.2. Роль технологічних режимів у формуванні пошкодженості контактних пластин електровозів, отриманих методом порошкової металургії.

Підвищення надійності і ресурсу роботи струмоприймачів, які забезпечують передачу електроенергії від контактного проводу до двигунів електровоза, є важливою проблемою залізничного транспорту. Зношування проводу та контактних пластин супроводжується складними процесами у ковзному контакті, через який здійснюється передача електричної енергії. Умовно зношування можна поділити на електричне і механічне. Електричне викликається ерозією контактних елементів, тобто викидом та випаровуванням складових сплавів під впливом іскрових і дугових розрядів. Механічне зношування, яке реалізується в умовах тертя за абразивним, окислювальним, втомним та адгезійним механізмами, залежить від властивостей матеріалів проводу і пластини, а також напружено-деформованого стану в області контактної взаємодії. Таке розділення має умовний характер у зв'язку із тим, що електрична і механічна складові зношування є пов'язані і взаємозалежні. Зокрема, електричні розряди можуть викликати пошкодження контактуючих поверхонь, які збільшують механічне зношування. А схоплення та задири поверхонь не тільки збільшують механічне зношування, але і порушують стабільність контакту в результаті чого підвищується електрична ерозія.

Тому зниження механічної складової зношування є важливим для контактних пластин [360, 361].

При терті контакт тіл відбувається в локальних мікрооб'ємах – плямах контакту, в яких розвиваються потоки поверхневих дефектів, що суттєво впливають на характеристики матеріалів, процеси їх деформації та руйнування.

Контактні пластини струмоприймачів виготовляють з матеріалів на основі графіту і металів методом порошкової металургії, що дозволяє зменшувати зношування контактного проводу. Моделі механіки, які описують еволюцію механічних і структурних параметрів матеріалів в процесі деформування, мають в своїй основі представлення деформованого тіла як деякого однорідного середовища, що складається із двох взаємодіючих континуумів – матеріального і дефектів.

При деформуванні однорідних і ізотропних сплавів виділяють наступні рівні еволюції їх структури: механічний, який відповідає пружній поведінці матеріалу; дефектів трансляційного типу; дефектів ротаційного типу; локального порушення суцільності; глобального порушення суцільності, при якому формуються магістральні тріщини [360]. На відміну від однорідних сплавів, для порошкових матеріалів, в яких присутні технологічні пошкодження, реалізуються тільки перший, четвертий і п'ятий ієрархічні рівні зміни структури під дією навантажень.

Покращення роботи трибологічної системи «струмоприймач – контактний провід» вимагає розробки нових матеріалів для виготовлення контактних пластин, детального аналізу ролі структурних параметрів матеріалів в процесах їх руйнування. У той же час оптимізація технологічних режимів виготовлення пластин не може ґрунтуватися на результатах визначення стандартних механічних властивостей при випробуваннях на розтяг, стиск і удар і вимагає використання комплексу фізичних методів досліджень, а також підходів механіки для встановлення структурних одиниць, які відповідають за поведінку виробів при експлуатації.

Взаємодія часточок, які з'єднуються в умовах технологічних процесів порошкової металургії починається на активних центрах, що представляють собою поля пружних спотворень кристалічної ґратки навколо поверхневих дефектів. Підвищений рівень енергії навколо дефектів кристалічної ґратки (границь і потрійних стиків зерен), які виходять на поверхню часточок, сприяє подоланню в цих зонах енергетичного порогу утворення вогнищ схоплення.

Оцінювали вплив процесів порошкової металургії, що використовуються при отриманні контактних пластин струмоприймачів електровозів, на утворення технологічних пошкоджень і їх розвиток в умовах, які моделюють взаємодію пластин із проводом при експлуатації.

Досліджували контактні пластини, виготовлені методом порошкової металургії із порошків заліза, міді, графіту та сплаву на основі олова з розмірами часточок відповідно 180...210 мкм, 50...60 мкм, 5...6 мкм та 220...250 мкм. Вихідні матеріали після зважування, змочування перемішували і пропускали через сито для запобігання злипанню часточок. Після зважування суміш засипали у прес-форму, піддавали вібраційній обробці для рівномірного розподілу складових і пресували із зусиллям 10 МН. Отримані заготовки спікали в контейнері в середовищі деревинного вугілля і охолоджували з піччю. У результаті отримували заготовки, в яких відбувалося жолоблення. Для його усунення проводили рихтування на пресі, яке забезпечувало також і підвищення твердості заготовок. Після рихтування заготовки просочували в суміші парафіну та солярки. Загальний вигляд пластин струмознімачів показано на рис. 6.3.

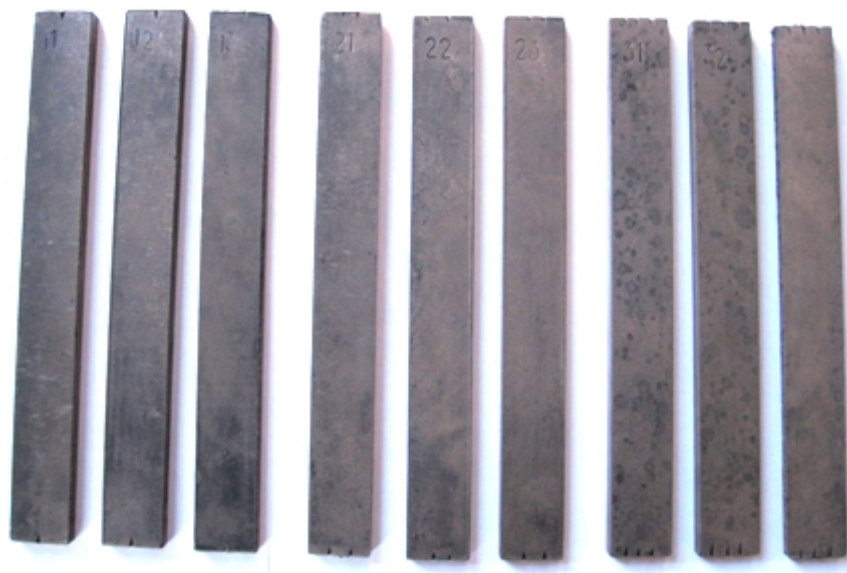


Рис. 6.3. Пластины струмоприймачів електровозів, виготовлені методом порошкової металургії (загальний вигляд).

Хімічний склад досліджених пластин, режими обробки тиском і значення електричного опору показані в табл. 6.3 [362].

Таблиця 6.3

Хімічний склад і питомий електроопір пластин струмоприймачів електровозів, виготовлених методом порошкової металургії

| № пластины | Хімічний склад пластины, ваг. % | Тиск рихтування, МПа | Питомий електроопір ρ , Ом·м |
|------------|---|----------------------|-----------------------------------|
| 1.1 | Fe – 72,10 Cu – 26,90 Sn – 0,54 C – 0,46 | 12,1 | $82,500 \cdot 10^{-8}$ |
| 1.2 | | 19,2 | $88,347 \cdot 10^{-8}$ |
| 1.3 | | 27,3 | $91,348 \cdot 10^{-8}$ |
| 2.1 | Fe – 65,08 Cu – 30,68 Sn – 3,79 C – 0,45 | 12,1 | $83,985 \cdot 10^{-8}$ |
| 2.2 | | 19,2 | $88,7133 \cdot 10^{-8}$ |
| 2.3 | | 27,3 | $103,203 \cdot 10^{-8}$ |
| 3.1 | Fe – 60,11 Cu – 35,20 Sn – 4,24 C – 0,45 | 12,1 | $70,351 \cdot 10^{-8}$ |
| 3.2 | | 19,2 | $75,494 \cdot 10^{-8}$ |
| 3.3 | | 27,3 | $78,757 \cdot 10^{-8}$ |

Вимірювання електроопору виявили, що його значення змінюється від $70,351 \cdot 10^{-8}$ Ом·м до $103,203 \cdot 10^{-8}$ Ом·м. При збільшенні тиску рихтування електроопір зростає для всіх досліджених сплавів.

Для вивчення локального порушення суцільності сплавів, яке формується в умовах технологічних обробок, оцінювали опір сплавів місцевій пластичній деформації шляхом розклинювання матеріалу індексом прилада для вимірювання твердості. Параметром, який інтегрально характеризує структурний стан матеріалу при обробці результатів масових вимірювань, є гомогенність. Великим значенням коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m), який відображає ступінь розсіяння характеристик твердості, відповідає краща організація структури, низький ступінь пошкоджуваності, меншим значенням навпаки вищий рівень пошкоджуваності [285, 311, 312, 358].

Оцінку пошкоджуваності сплавів проводили за результатами вимірювань твердості методом Роквелла, кулькою діаметром $3,175 \cdot 10^{-3}$ м, при навантаженні 588,4 Н.

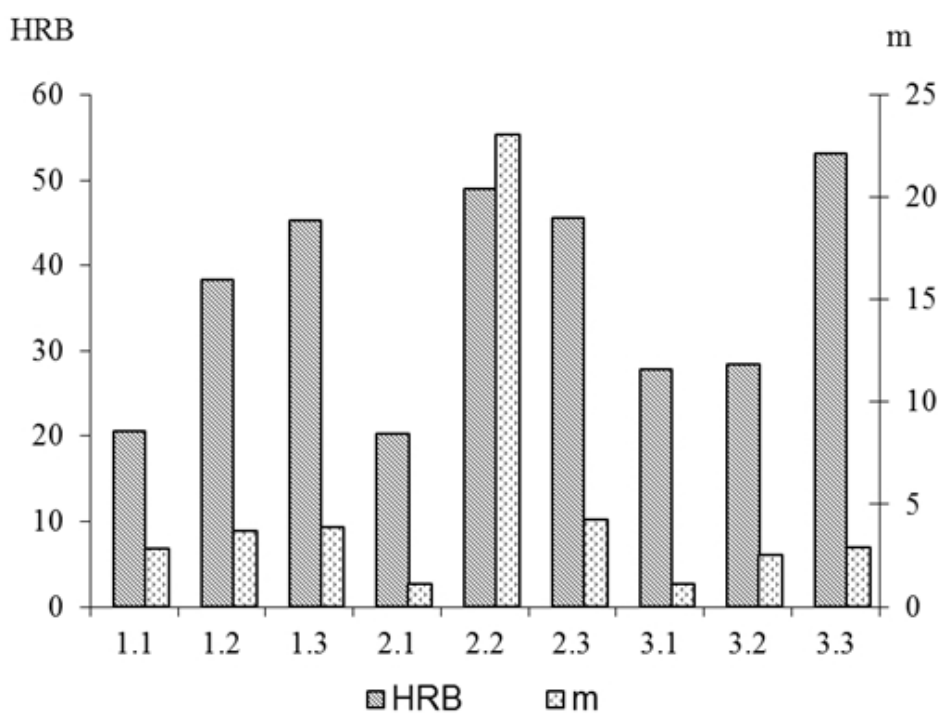


Рис. 6.4. Твердість (HRB) і коефіцієнт Вейбулла (m) порошкових пластин струмоприймачів електровозів визначені по розтягнутій стороні заготовок із сплавів 1, 2, 3 після їх рихтування

Аналіз твердості і коефіцієнт розподілу Вейбулла, які визначені по розтягнутій стороні досліджуваних пластин (рис. 6.4), показав, що для сплавів 1 і 3 зі збільшенням тиску рихтування коефіцієнт гомогенності (m) зростає, що свідчить про зменшення пошкоджуваності. Для сплаву 2 є характерним найбільше значення коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) після тиску 19,2 МПа.

Проводили також визначення твердості і коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) на стиснутій стороні заготовок після жолоблення (рис. 6.5).

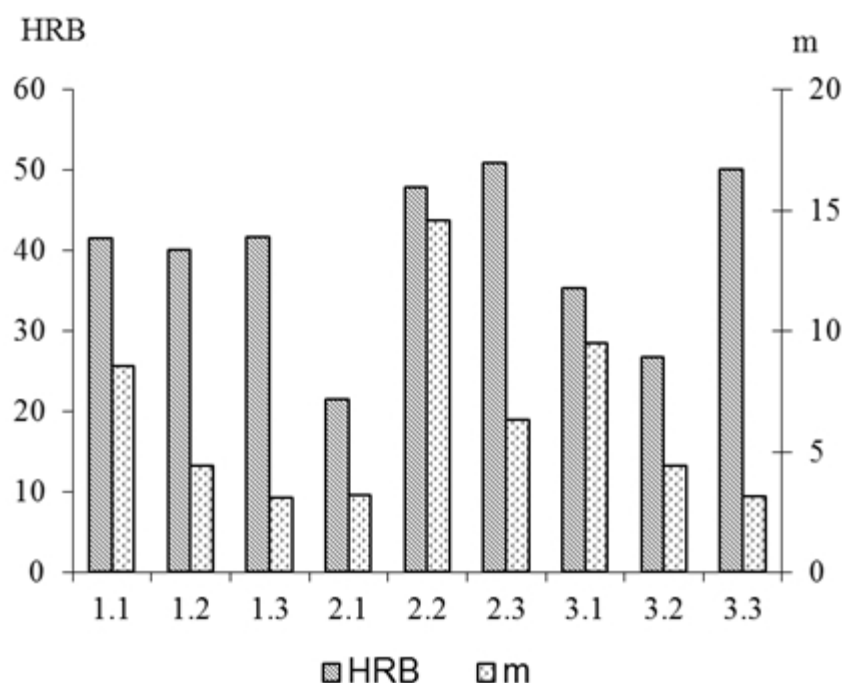


Рис. 6.5. Твердість (HRB) і коефіцієнт Вейбулла (m) порошкових пластин струмоприймачів електровозів, визначені по стиснутій стороні заготовок із сплавів 1, 2, 3 після їх рихтування.

Для сплавів 1 і 3 з підвищенням тиску рихтування коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) зменшується, що свідчить про більшу пошкоджуваність при отриманні пластини. Найбільше значення (m) по стиснутій стороні досягається для сплаву 2 після навантаження 19,2 МПа.

Порівняння коефіцієнтів розподілу Вейбулла показало, що на розтягнутій поверхні пошкоджуваність при збільшенні навантаження рихтування зменшується, а на стисненій поверхні зростає. Це обумовлено зміною напружено-деформованого стану при рихтуванні, виникненням

після технологічної обробки напружень стиску і розтягу на сторонах заготовки. Слід відзначити, що найбільші значення коефіцієнтів Вейбулла (m) визначені на стороні стиску і на стороні розтягу пластин є характерними для сплаву 2.

У заготовках, що отримані методом порошкової металургії, присутні технологічні пошкодження (пори), які перетворюються в тріщини при дії зовнішнього навантаження. Збільшення кількості пор, яке фіксується характеристиками розсіяння твердості, зменшує опір сплавів до руйнування.

Важливе значення для пластин струмознімачів електровозів має їх зносостійкість в умовах тертя ковзання при контактній взаємодії з мідним проводом. У зв'язку з цим проводили випробування на зношування, де в якості тіла використовували зразки, виготовлені із досліджуваних пластин, а в якості контртіла – мідний циліндр.

Випробування проводили при навантаженні 80 Н та швидкості обертання контртіла 6 об/хв. Така схема випробувань виключила можливість нагрівання елементів пари тертя. Інтенсивність зношування оцінювали за втратою маси зразків, після зношування протягом однієї години. Результати дослідження представлені в табл. 6.4.

Таблиця 6.4

Втрата маси зразків при зношуванні (Δm) і коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) по розтягнутій стороні заготовок після спікання

| № пластини | $\Delta m, 10^{-3}$ кг | m |
|------------|------------------------|-------|
| 1.1 | 0,0039 | 2,87 |
| 1.2 | 0,0024 | 3,74 |
| 1.3 | 0,0028 | 3,89 |
| 2.1 | 0,0028 | 1,10 |
| 2.2 | 0,0024 | 23,11 |
| 2.3 | 0,0026 | 4,27 |
| 3.1 | 0,0043 | 1,11 |
| 3.2 | 0,0039 | 2,54 |
| 3.3 | 0,0020 | 2,94 |

Аналіз досліджуваних результатів показав, що інтенсивність зношування знаходиться в кореляції з коефіцієнтом гомогенності Вейбулла (m) і пошкоджуваністю сплавів при технологічних обробках (рис. 6.6). Зі зростанням коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) для всіх досліджуваних сплавів відбувається підвищення зносостійкості, причому інтенсивніше в сплавах з більшим вмістом міді.

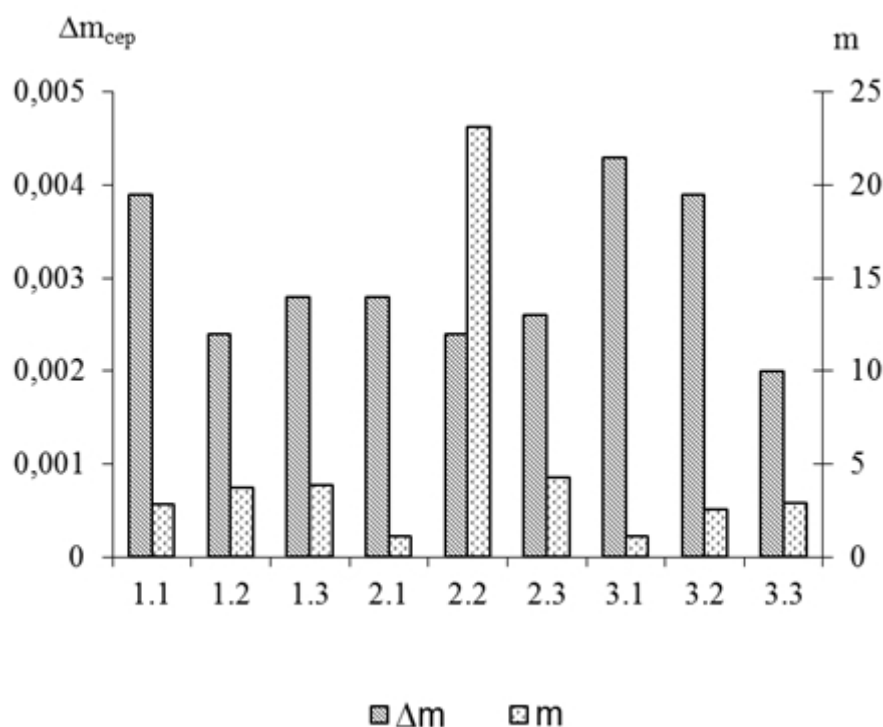


Рис. 6.6. Втрата маси ($\Delta m_{\text{сер}}$) при зношуванні і коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) для сплавів 1, 2, 3

Для заготовок із сплаву 2 зменшення інтенсивності зношування спостерігається після рихтування при тиску 19,2 МПа, що вказує на необхідність врахування процесів утворення і заліковування дефектів при технологічних обробках в поведінці досліджуваних сплавів.

В умовах виготовлення контактних пластин методами порошкової металургії важливе значення набуває визначення технологічних факторів, що впливають на здатність до утворення і розвитку пошкоджень під час взаємодії пластини струмоприймача електровоза і проводу. Аналіз здатності пошкоджень до розвитку оцінювали шляхом вимірювання твердості за різних навантажень. Твердість визначали методом Роквелла (табл. 6.5).

Таблиця 6.5

Результати вимірювань твердості пластин при навантаженнях 588,4 Н, 980,7 Н, 1471 Н та діаметрі кульки $3,175 \cdot 10^{-3}$ м

| № пластини | Навантаження, Н | Твердість, HRB |
|------------|-----------------|--------------------|
| 1.1 | 588,4 | 12,5 |
| | 980,7 | 39 |
| | 1471 | 64,5 |
| 1.2 | 588,4 | 29,5 |
| | 980,7 | 70,5 |
| | 1471 | Утворилась тріщина |
| 1.3 | 588,4 | 16,5 |
| | 980,7 | Утворилась тріщина |
| | 1471 | Утворилась тріщина |
| 2.1 | 588,4 | 35 |
| | 980,7 | 36 |
| | 1471 | 58 |
| 2.2 | 588,4 | 24,5 |
| | 980,7 | 71 |
| | 1471 | 74 |
| 2.3 | 588,4 | 52,5 |
| | 980,7 | 98,2 |
| | 1471 | 85 |
| 3.1 | 588,4 | 10 |
| | 980,7 | 38 |
| | 1471 | 67 |
| 3.2 | 588,4 | 21,5 |
| | 980,7 | 43,5 |
| | 1471 | Утворилась тріщина |
| 3.3 | 588,4 | 26,5 |
| | 980,7 | 83,5 |
| | 1471 | Утворилась тріщина |

Результати досліджень показали, що при збільшенні навантаження на кульку значення твердості зростає. Суттєвий вплив на твердість має також технологія виготовлення пластин. Зразки 1 і 3, які при рихтуванні знаходились під тиском 19,2 МПа, в умовах замірів твердості руйнувались. У той же час у сплаві 2 поява тріщин на досліджуваних зразках не виявляється навіть при найбільшому тиску рихтування 27,3 МПа.

З досліджених зразків найвищу твердість мають зразки сплаву 2. Для сплавів 1 і 3 після рихтування при тисках 19,2 МПа і 27,3 МПа відбувається руйнування зразків, що свідчить про наявність значної технологічної пошкодженості при виготовленні виробів із цих сплавів.

Визначення твердості показало, що під час навантаження в зоні навколо відбитка утворювались тріщини, які добре виявляються за допомогою окуляр-мікрометра, при навантаженні на кульку 1471 Н їх довжина збільшується. У зв'язку з цим були проведені дослідження впливу складу порошкових пластин та технології їх виготовлення на утворення тріщин при контактних навантаженнях.

За фотографіями відбитків були побудовані графічні моделі тріщин, які отримані при замірах твердості, та проведений розрахунок їх довжини за допомогою лінійного методу (табл. 6.6).

Таблиця 6.6

Довжина тріщин біля відбитку після вимірювання твердості при різних навантаженнях

| № пластини | L, 10^{-3} м ² | | |
|------------|-----------------------------|---------|--------|
| | 588,4 Н | 980,7 Н | 1471 Н |
| 1.1 | 6,1 | 6,5 | 9,27 |
| 1.2 | 6,5 | 6,5 | 9,82 |
| 1.3 | 6,61 | 12,03 | - |
| 2.1 | 6,24 | 6,43 | 8,26 |
| 2.2 | 6,15 | 6,98 | 7,16 |
| 2.3 | 6,88 | 6,33 | 8,63 |
| 3.1 | 6,43 | 7,34 | 8,45 |
| 3.2 | 6,61 | 7,71 | 11,02 |
| 3.3 | 6,43 | 6,5 | 15,61 |

Аналіз отриманих результатів показав, що із збільшенням навантаження на кульку та тиску рихтування довжина тріщин в сплавах зростає. Найменша довжина тріщин спостерігається в сплаві 2 після тиску рихтування 19, 2 МПа, який найкраще себе поводить в умовах контактного навантаження, а найбільша довжина тріщин у сплаві 3.

У зв'язку із тим, що утворення і поширення тріщин при дії контактного навантаження відбувається у середовищі, яке має технологічні пошкодження, що утворюються в часточках порошку і по їх границях, були проведені дослідження локальних зон розміщення тріщин на мікроскопі METAM-P1 при збільшенні у 100 раз. Аналіз показав, що у значній мірі їх поширення відбувається по границях часточок порошків Fe-Cu, Fe-Fe, Cu-Cu і в часточках графіту. По фотографіям десяти мікроструктур кожної пластини було проведено вимірювання довжини тріщин, що утворились в різних зонах біля відбитків порошкових матеріалів (рис. 6.7; табл. 6.7).

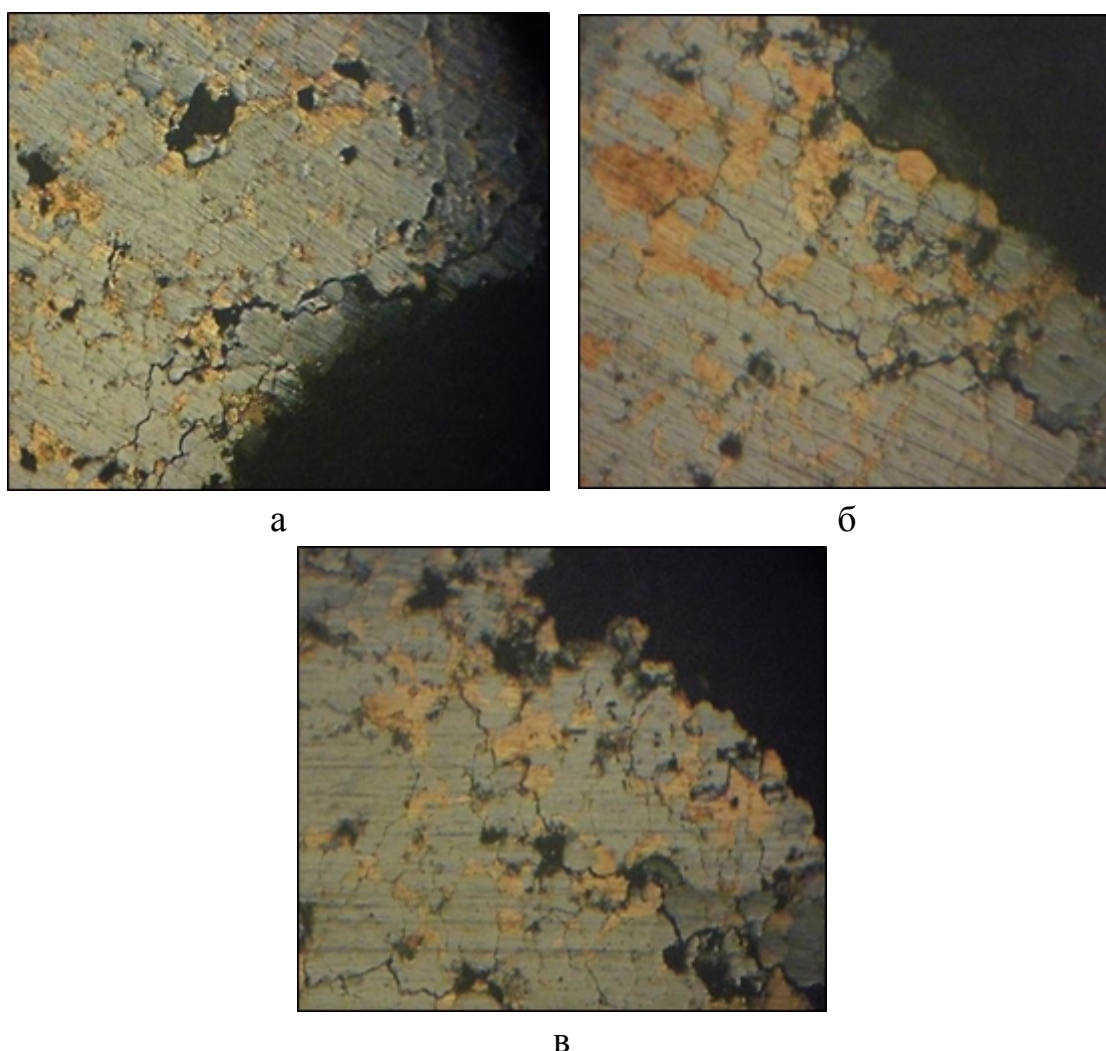


Рис. 6.7. Утворення тріщин в локальних зонах пластини 2.3 при замірах твердості при навантаженнях 588.4 Н (а), 980.7 (б), 1471 Н (в).

Таблиця 6.7

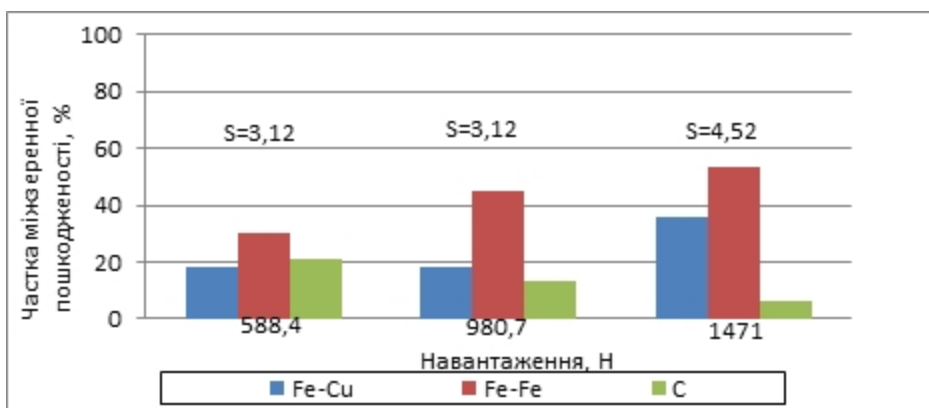
Довжина локальних зон утворення тріщин у сплавах після замірів твердості при навантаженнях на кульку 588,4 Н, 980,7 Н і 1471 Н

| № зразка | Навантаження Н | Довжина тріщин, $S \cdot 10^{-3} \text{ м}^2$ | | | | | | |
|--|----------------|---|-------------------|-------|------|-------|------|------|
| | | Загальна довжина | В локальних зонах | | | | | |
| | | | Fe-Cu | Fe-Fe | C | Cu-Cu | Fe-C | C-Cu |
| 1.1 | 588,4 | 1,14 | 0,57 | 0,41 | 0,12 | 0,02 | 0,02 | - |
| | 980,7 | 2,49 | 0,62 | 1,33 | 0,49 | 0,03 | - | - |
| | 1471 | 3,62 | 0,67 | 2,17 | 0,58 | 0,07 | - | 0,13 |
| 1.2 | 588,4 | 3,12 | 0,57 | 2,02 | 0,43 | - | 0,07 | 0,1 |
| | 980,7 | 3,12 | 0,58 | 1,58 | 0,36 | - | - | - |
| | 1471 | 4,52 | 1,11 | 2,5 | 0,64 | 0,21 | 0,06 | - |
| 1.3 | 588,4 | 3,86 | 0,72 | 2,24 | 0,71 | 0,05 | 0,04 | - |
| | 980,7 | 3,87 | 1,02 | 2,52 | 0,33 | - | - | - |
| | 1471 | Зразок зруйнувався | | | | | | |
| 2.1 | 588,4 | 3,21 | 1,04 | 1,5 | 0,67 | - | - | - |
| | 980,7 | 3,01 | 1,15 | 1,32 | 0,51 | 0,13 | - | 0,1 |
| | 1471 | 3,46 | 1,12 | 1,67 | 0,44 | - | 0,12 | - |
| 2.2 | 588,4 | 2,39 | 0,53 | 1,63 | 0,23 | - | - | 0,05 |
| | 980,7 | 2,51 | 0,59 | 1,45 | 0,47 | - | - | - |
| | 1471 | 2,51 | 0,36 | 1,84 | 0,31 | - | - | - |
| 2.3 | 588,4 | 2,63 | 0,55 | 1,71 | 0,25 | 0,12 | - | - |
| | 980,7 | 2,64 | 0,91 | 1,53 | 0,2 | - | - | - |
| | 1471 | 3,14 | 1,12 | 1,53 | 0,4 | 0,09 | - | - |
| 3.1 | 588,4 | 3,39 | 1,33 | 1,38 | 0,55 | 0,55 | - | 0,02 |
| | 980,7 | 3,61 | 1,39 | 1,63 | 0,34 | 0,34 | 0,07 | 0,12 |
| | 1471 | 3,75 | 1,69 | 1,72 | 0,32 | 0,22 | 0,02 | - |
| 3.2 | 588,4 | 2,77 | 1,14 | 1,02 | 0,71 | 0,71 | - | - |
| | 980,7 | 3,21 | 1,11 | 1,53 | 0,46 | 0,46 | - | - |
| | 1471 | 3,71 | 1,61 | 1,82 | 0,21 | 0,21 | - | - |
| 3.3 | 588,4 | 3,25 | 1,28 | 1,17 | 0,6 | 0,6 | 0,06 | 0,01 |
| | 980,7 | 3,66 | 1,13 | 1,81 | 0,66 | 0,66 | 0,25 | 0,05 |
| | 1471 | 3,92 | 1,81 | 1,74 | 0,27 | 0,27 | - | - |
| Тиск рихтування 1.1, 2.1, 3.1 – 12,1 МПа; 1.2, 2.2, 3.2 – 19,2 МПа; 1.3, 2.3, 3.3 – 27,3 МПа | | | | | | | | |

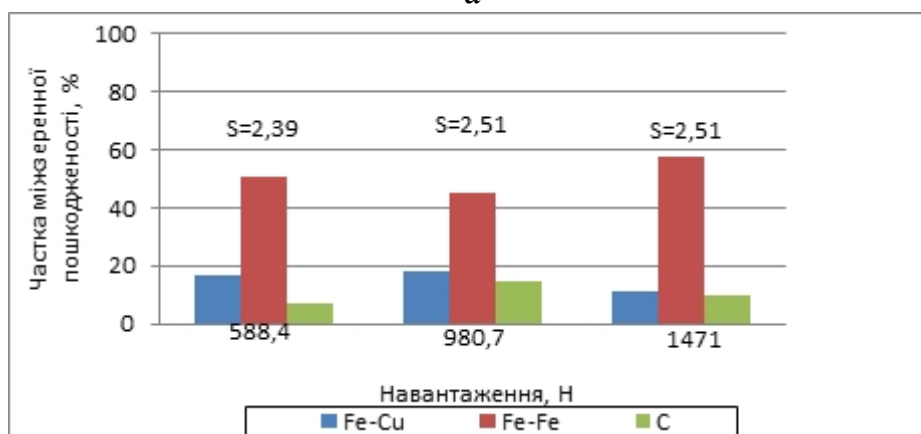
Дослідження показали, що найбільше тріщини утворюються на границях Fe-Fe, причому роль цих границь зростає зі збільшенням навантаження на кульку (рис. 6.8). Поверхні розділу Fe-Cu відповідно до утворення тріщин поведуть себе аналогічно, але їх вплив є меншим ніж поверхонь Fe-Fe. Найменша довжина міжзеренних тріщин на поверхнях залізо-мідь спостерігається у сплаві 2. Слід відзначити, що мінімальна довжина тріщин в ділянках графіту також спостерігається у цьому сплаві.

Металографічні дослідження показали, що структура є основним фактором, який впливає на утворення тріщин при контактних навантаженнях

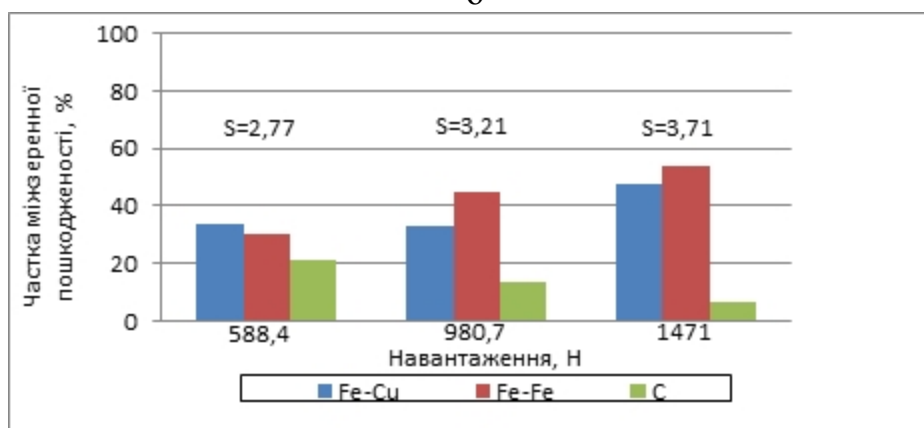
порошкових пластин. Формування неоднорідного напружено-деформованого стану за рахунок концентрації в локальних зонах дефектів сприяє прискореному руйнуванню сплаву. Основними чинниками, які мають вирішальний вплив на поведінку сплавів, є розмір часточок Fe, Cu, C. Важливе значення при цьому відіграє наявність границь з більшою дефектністю [360, 361].



а



б



в

Рис. 6.8. Частка локальних зон утворення тріщин в їх загальній довжині (s) при навантаженнях на кульку 588 Н, 980,7 Н і 1471 Н для сплавів: а – 1.2; б – 2.2; в – 3.2.

Зростання їх частки сприяє утворенню пошкоджень при дії зовнішнього навантаження [362, 363].

Згідно моделі функціонально-градієнтної будови границь зерен (див. розділ 2.5.2) наявність ввігнутих границь з більшою кількістю вакансій і пор, а також присутність на границях фаз нестехіометричного складу сприяє переходу окремих пор у поровий простір і утворенню міжзеренних тріщин. Систематизація факторів, які впливають на схильність до руйнування по границях зерен порошкових виробів представлені на рис. 6.9.

Схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і тріщин залежить від структури порошкових виробів так і напружено-деформованого стану в області контактної взаємодії [364, 365]. Використання дисперсних порошоків однакової розмірності, підвищення однорідності напружено-деформованого стану за рахунок присутності складових з мінімальною різницею модулів пружності підвищує опір міжзеренному знеміцненню виробів, що отримані методами порошкової металургії. У сплаві 2 з найвищим опором до утворення пошкоджень графітні включення є кулясті, кількість пор мінімальна, вони є дрібнішими і не розміщуються на потрійних зеренних стиках. Таким чином, для отримання якісних порошкових виробів необхідно формувати виріб із дрібних часточок однакових розмірів, причому графітні включення повинні мати кулясту форму.

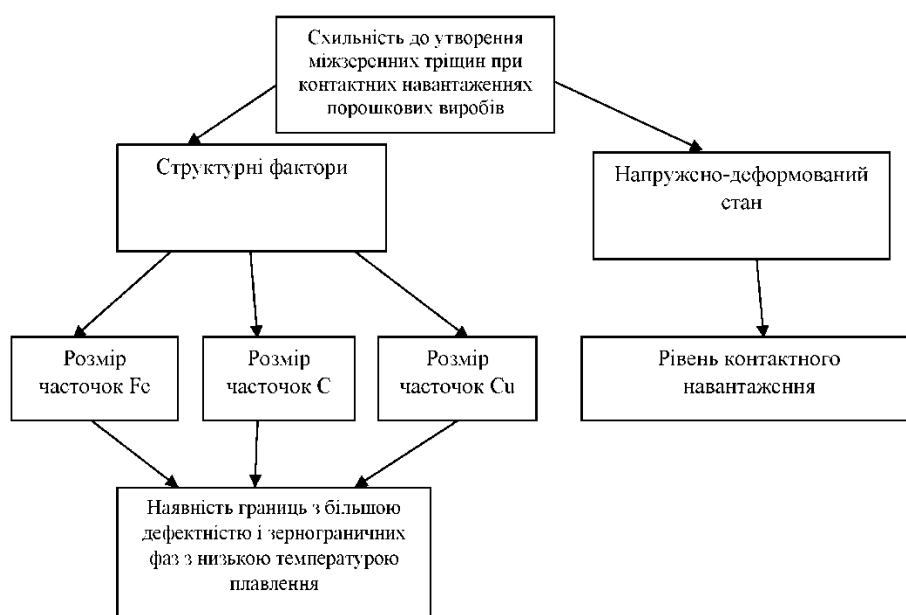


Рис. 6.9. Фактори, що сприяють утворенню міжзеренних пошкоджень у порошкових пластинах

Врахування структурних факторів дозволяє провести вибір сплаву і технології виготовлення пластин струмознімачів електровозів з високим опором до утворення тріщин в умовах контактних навантажень [362].

6.3. Особливості розвитку і впровадження сучасних концепцій керування життєвим циклом вилитих виробів.

В умовах ринкових відносин пріоритетне значення має конкурентоздатність виробів, яка визначається не лише якісно-економічними показниками, а й характеристиками надійності, що закладаються при проектуванні виробів, забезпечуються при їх виготовленні, але проявляються лише під час експлуатації деталей і машин [366..369].

Розвиток інформаційного забезпечення машинобудування на основі багатофункціональних комп'ютерних систем, що узгоджено виконують об'ємне конструювання виробу (CAD), розрахункове обґрунтування його надійності та працездатності (CAE), підготовку технологічних процесів виготовлення (CAM) та керування інженерним проектом (PDM) дає можливість отримання високотехнологічних виробів з використанням гнучких технологій при мінімальних витратах.

Програми комп'ютерного інженерного аналізу CAE дозволяють на підставі розрахункового обґрунтування формулювати нові підходи до вибору матеріалів та вдосконалення технологій їх обробки для підвищення експлуатаційної довговічності виробів. Слід відзначити, що використання цих програм обмежується відсутністю встановлених взаємозв'язків технологічної спадковості із етапами життєвого циклу деталей і машин.

В проблемі загального аналізу матеріалів, технологій і конструкцій значний інтерес представляє неоднорідність структури, яка формується під час кристалізації сплавів залежно від умов тепловідведення. Елементами такої структури є первинні зерна, їх границі, пори, раковини, утворення та

властивості яких залежать від ліквідації компонентів сплавів і особливостей їх кристалізації. При проектуванні деталей розрахунок конструкційної міцності проводиться з позицій механіки суцільних середовищ без врахування технологічної дефектності металічного матеріалу та нерівномірного розподілу властивостей в макрооб'ємі.

Разом з тим неоднорідність фізико-хімічного та технологічного походження впливає на конструкційну міцність деталей і виробів, але її вплив до кінця не вивчений. Розрахунок обґрунтування працездатності та прогнозування надійності деталей і машин вимагає експериментального дослідження та теоретичного аналізу впливу неоднорідного розподілу структурних характеристик і властивостей локальних об'ємів конструкційних матеріалів на їх поведінку при технологічних обробках і експлуатації.

Пріоритетним завданням при проектуванні раціональних технологічних процесів виготовлення деталей машин є взаємодія (узгодження) їх якісних і кількісних показників із забезпеченням високої продуктивності процесу [368, 369].

При забезпеченні показників якості важливу роль відіграє спадковість (рис. 6.10) - перенесення властивостей оброблюваного об'єкту (заготовки) від попередніх етапів технологічних обробок до наступних, що відображається на експлуатаційних характеристиках кінцевого виробу [370, 371].



Рис. 6.10. Різновиди спадковостей у життєвих циклах машини.

Однак при аналізі впливу технологічної спадковості на параметри якості кінцевого виробу недостатньо враховується роль заготівельних операцій [371]. Дослідженнями [372] встановлено, що структура та властивості заготовок тісно пов'язані із спадковістю металу в рідкому стані, оскільки лише 25 % властивостей шихти передається заготовці, а 75 % формується під час заливання та затверднення при охолодженні.

Завдяки успіхам теорії та практики ливарного виробництва, зокрема, досягненням ливарного металознавства, в машинобудуванні широко використовують литі заготовки замість деформованих.

На всіх етапах конструювання та підготовки виробництва машинобудівної продукції в інтегрованих середовищах CAD/CAE/CAM/PLM виникає потреба враховувати та аналізувати поведінку матеріалів [374, 377], ставляться питання про сумісне конструювання матеріалів і машинобудівних виробів [375, 376]. Сучасні методи моделювання ливарних технологій дозволяють точно розраховувати температурні поля та прогнозувати усадкові дефекти у виливках. Але існуюче програмне забезпечення не може надійно визначати зони руйнування в ливарних сплавах з врахуванням факторів, що впливають на зародження і розвиток тріщин. В зв'язку з цим потрібні експериментальні та теоретичні розробки для уточнення математичних моделей і розроблення таких комп'ютерних програм.

Високотемпературні дефекти утворюються при охолодженні сплавів внаслідок стрибкоподібного збільшення густини металу при фазовому переході з рідкого в твердий стан. На заключному етапі затверднення, з наближенням до температури солідус при досягненні певної кількості твердої фази виникає жорсткий каркас з ізольованими об'ємами рідкої фази.

Розтяг рідкої фази в межах двофазної зони зростає із зростанням твердої фази, що сприяє фільтрації розплаву в міждендритний простір. Коли доступ рідини припиняється, створюються умови для формування

мікропор. З утворенням жорсткого каркасу починається ливарне усадження. Від початку усадження до температури солідус існує ефективний інтервал кристалізації, в якому формуються усадкові дефекти у вигляді раковин, мікропор і кристалізаційних тріщин. Такі дефекти є невід'ємною частиною неоднорідної структури ливарних сплавів. Вони мають значний вплив на термін експлуатації вилитих деталей, що повинно бути відображено в розрахунках надійності та працездатності виробів.

При виготовленні деталей машин слід враховувати, що структура матеріалів формується під дією технологічних процесів в неідентичних умовах для окремо взятих мікроб'ємів і областей. Це призводить до просторової неоднорідності структури і полів фізико-механічних властивостей на всіх розмірних рівнях від макро до мікроскопічних.

Ефективна міцність неоднорідно структурованого матеріалу відображає мінімальне руйнующе навантаження та лімітується локальною міцністю найпослабленіших мікроб'ємів. Мікропори та мікротріщини, що з'являються в сплавах при кристалізації можуть знижувати міцність литих заготовок і ініціювати руйнування при виконанні наступних після лиття технологічних операцій обробки заготовок або експлуатації готових виробів.

Вже на заготівельних операціях виливків, зокрема під час механічної та термічної обробках, формуються дефекти структури, які при експлуатації конструкції починають інтенсивно розвиватися, зароджуючи небезпечні пошкодження у вигляді пор і мікротріщин. Розвиток теорії накопичення розсіяних пошкоджень (дефектів) дає можливість проводити аналіз причин погіршення характеристик фізико-механічних властивостей матеріалів виробів.

Формування технологічних пошкоджень на заготівельних операціях, зокрема ливарних, їх розвиток при механічному обробленні та експлуатації та зміна в цих умовах надійності деталей і машин вивчені недостатньо.

6.3.1. Підвищення властивостей виливків породоруйнуючого інструменту керуванням структурно-енергетичним станом поверхонь поділу зерен при кристалізації.

В литих сплавах реалізація міжзеренного руйнування є доказом низького рівня сил міжзеренної когезії і може бути обумовлена умовами охолодження відливка, коли в результаті внутрішніх напружень на границях первинних зерен виникають тріщини [378, 379]. Їх утворення може проходити також і по завершенні кристалізації при α - γ переході. Опір крихкому руйнуванню сталей залежить від розвитку мікрохімічної і фізичної неоднорідності при їх кристалізації, а сама дендритна структура є джерелом інформації про особливості цього процесу.

Дослідження проводили на зразках сталей промислової виплавки. Виливки масою 70 кг після електрошлакового переплаву отримували шляхом заливки металу з накопичувача в керамічні форми. Умови виплавки і хімічний склад сталей наведені в табл. 6.8 [380].

Дослідження мікроструктури сталей після хімічного травлення показали, що умови кристалізації суттєво впливають на структуру (рис. 6.11, рис. 6.12). При однакових умовах тепловідведення кристалізація при дії відцентрових сил сприяє суттєвому подрібненню дендритів. Найбільше подрібнення спостерігається при відцентровій кристалізації і прискореному тепловідведенні за рахунок розміщення керамічної форми у дробу. Збільшення вмісту нікелю до 4 % суттєво не впливає на розмір комірок первинної кристалізації. Структура сталей після гартування і відпуску при 350°C наслідують вихідну структуру кристалізації (рис. 6.12). Так, найбільший розмір пакетів мартенситу спостерігається у сталі плавки 1. Збільшення тепловідведення і кристалізація в умовах відцентрових сил сприяє зменшенню розмірів мартенситних пакетів. Найменша величина мартенситних пакетів спостерігається в сталі 30X2H4A, що обумовлено впливом нікелю на кількість зародків при бездифузійному γ - α перетворенні. Така різниця в структурі досліджених сталей впливає на їх властивості (табл. 6.9).

Дослідження зразків сталей після іонно-плазмового травлення [316]

показали, що умови кристалізації суттєво впливають на характер розподілу границь за енергіями. Так, в сталі, яка вилита в нерухому керамічну форму, що знаходилась у піску, розподіл поверхонь поділу зерен за енергіями є неоднорідний (рис. 6.13).

Таблиця 6.8

Умови кристалізації і хімічний склад досліджених сталей

| № плавки | Сталь, умови кристалізації | Вміст елементів, % ваг. | | | | | |
|----------|--|-------------------------|------|------|-----|-------|-------|
| | | C | Cr | Mn | Ni | S | P |
| 1 | 30ХН3А заливка у нерухому керамічну форму | 0,27 | 1,05 | 0,32 | 2,8 | 0,015 | 0,014 |
| 2 | 30ХН3А заливка у керамічну форму, яка знаходиться в піску і обертається | 0,34 | 1,15 | 0,30 | 2,9 | 0,017 | 0,016 |
| 3 | 30ХН3А заливка у керамічну форму, яка знаходиться в сталевому дробу і обертається | 0,32 | 1,10 | 0,34 | 3,0 | 0,018 | 0,010 |
| 4 | 30Х2Н4А заливка у керамічну форму, яка знаходиться в сталевому дробу і обертається | 0,34 | 2,06 | 0,36 | 3,9 | 0,018 | 0,016 |



а



Б

Рис. 6.11. Мікроструктура литої сталі 30ХН3А плавки І (а) і 2 (б) після травлення реактивом Обергофера: а – сталь залита в нерухому керамічну форму, що поміщена у пісок; б – сталь залита в керамічну форму, що поміщена у пісок, яка обертається, $\times 90$.



а



б

Рис. 6.12. Мікроструктура литої сталі 30XH3A плавки 3 (а) і 30X2H4A плавки 4 (б) після травлення реактивом Обергофера: а – сталь залита в керамічну форму, що поміщена у дріб, яка оберталась; б – сталь залита в керамічну форму, що поміщена у пісок, яка оберталась, $\times 100$.

У спектрі з'являються поверхні поділу з глибиною рівчака, яка у три рази перевищує середнє значення глибини, що спостерігається для більшості сплавів. В той же час при кристалізації в умовах дії відцентрових сил поява поверхонь поділу зерен з глибиною рівчака більше 0,3 мкм не відбувається, значно зростає частка поверхонь поділу зерен з вищим рівнем міжатомного зв'язку. Кількість поверхонь поділу зерен з глибиною рівчака понад 0,3 мкм зменшується з 28 % для сталі, що кристалізуються без дії відцентрових сил, до 12 % для сталі, що кристалізувались в умовах відцентрового електрошлакового лиття.

Таблиця 6.9

Характеристики структури і механічні властивості досліджених сталей після гартування і відпуску 350 °С.

| № плавки | Марка сталі | Густина дендритної структури (площа осьових ділянок), % | Розмір мартенситних пакетів, мкм | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | КСУ, Дж/см ² |
|----------|-------------|---|----------------------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
| 1 | 30XH3A | 18 | 26 | 950 | 7 | 18 | 30,0 |
| 2 | 30XH3A | 48 | 8 | 1019 | 6 | 7 | 20,5 |
| 3 | 30XH3A | 86 | 7-8 | 1032 | 6,5 | 21 | 32,0 |
| 4 | 30X2H4A | 68 | 6 | 930 | 8 | 29 | 61,0 |



Рис. 6.13. Залежність числа поверхонь поділу (N) від глибини рівчака іонного травлення (t) литої сталі.

В сталі, в якій кристалізація проходить в умовах дії відцентрових сил і прискореного тепловідведення, плавка 3 (рис. 6.14), кількість поверхонь поділу зерен з глибиною рівчака більше 0,3 мкм зменшується до 4%. Таким чином, прискорення охолодження в умовах дії відцентрових сил впливає на когезивне зчеплення більш ефективно, ніж легуванню сталі нікелем.

Аналіз механічних властивостей (табл. 6.9) показав, що умови кристалізації змінюють міцність, пластичність і ударну в'язкість сталей. Високе значення ударної в'язкості сталі плавки 1 пов'язано з меншим вмістом вуглецю в сталі, а підвищенню ударної в'язкості плавки 4 - з впливом нікелю. Підвищення міцності, пластичності ударної в'язкості сталі, яка охолоджувалась прискорено (плавка 3) порівняно із сталлю, що охолоджувалась повільно (плавка 2), обумовлено збільшенням частки поверхонь поділу зерен з підвищеним рівнем міжатомного зв'язку.

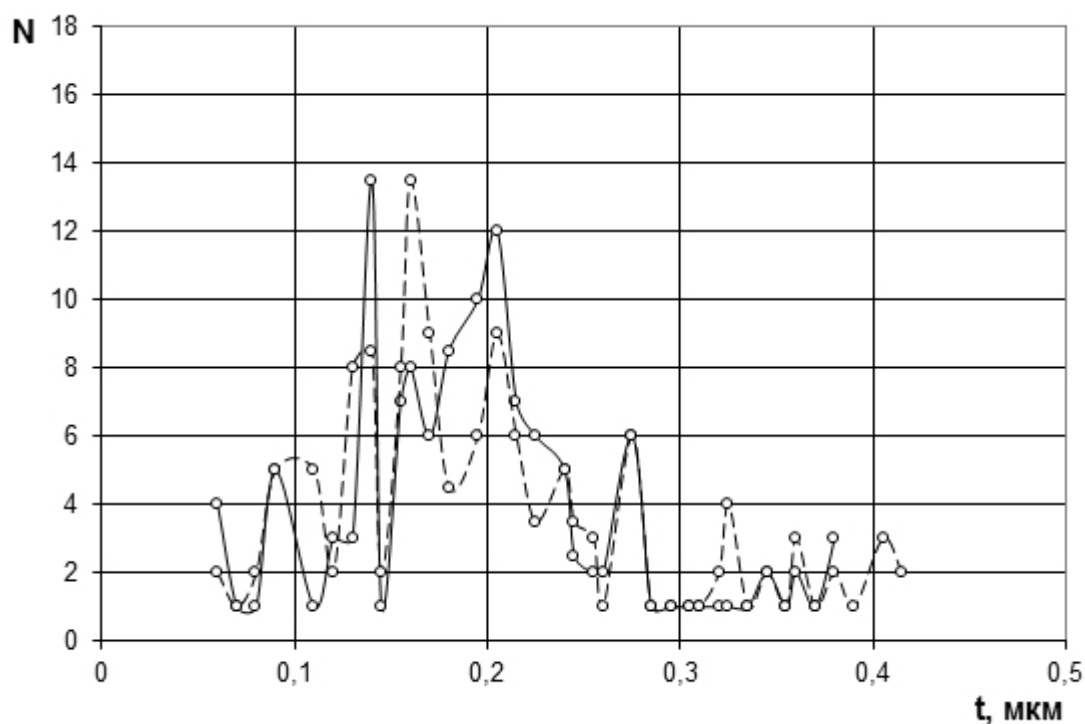


Рис. 6.14. Залежність числа поверхонь поділу зерен (N) від глибини рівчака іонного травлення (t) литих сталей: —○— - сталь 30ХН3А залита в керамічну форму, яка обертається поміщена у дріб; - - ○ - - - сталь 30ХН3А залита в керамічну форму, яка оберталась поміщена у пісок.

Електронномікроскопічні дослідження вугільних реплік, відокремлених з поверхні литих зламів, виявили в плавці 1 мікроділянки із сходинковою структурою, розташовану на різних рівнях (рис. 6.15). Такий рельєф свідчить про поширення тріщини по границях первинних кристалів, наявність мікронесуцільностей в металі, які можуть утворюватись внаслідок усадки в місцях стику гілок дендритних кристалів. Найбільш значний відсоток крихкого руйнування (10-12 %) спостерігався в сталі плавки 2 (табл. 6.8).

Гладкі поверхні міжзеренного зламу в кількості до 86% та наявність дрібних мікрозаглиблень свідчить про те, що в цьому випадку поширення тріщини проходить по вторинних границях зерен, які послаблені сегрегаційним впливом домішок. В плавці 3 утворення крихкої тріщини проходило, в основному, по квазівідкольному механізму з незначною кількістю (до 24 %) інтеркристалітного руйнування. Руйнування зразка сталі плавки 4 проходило за в'язким механізмом.

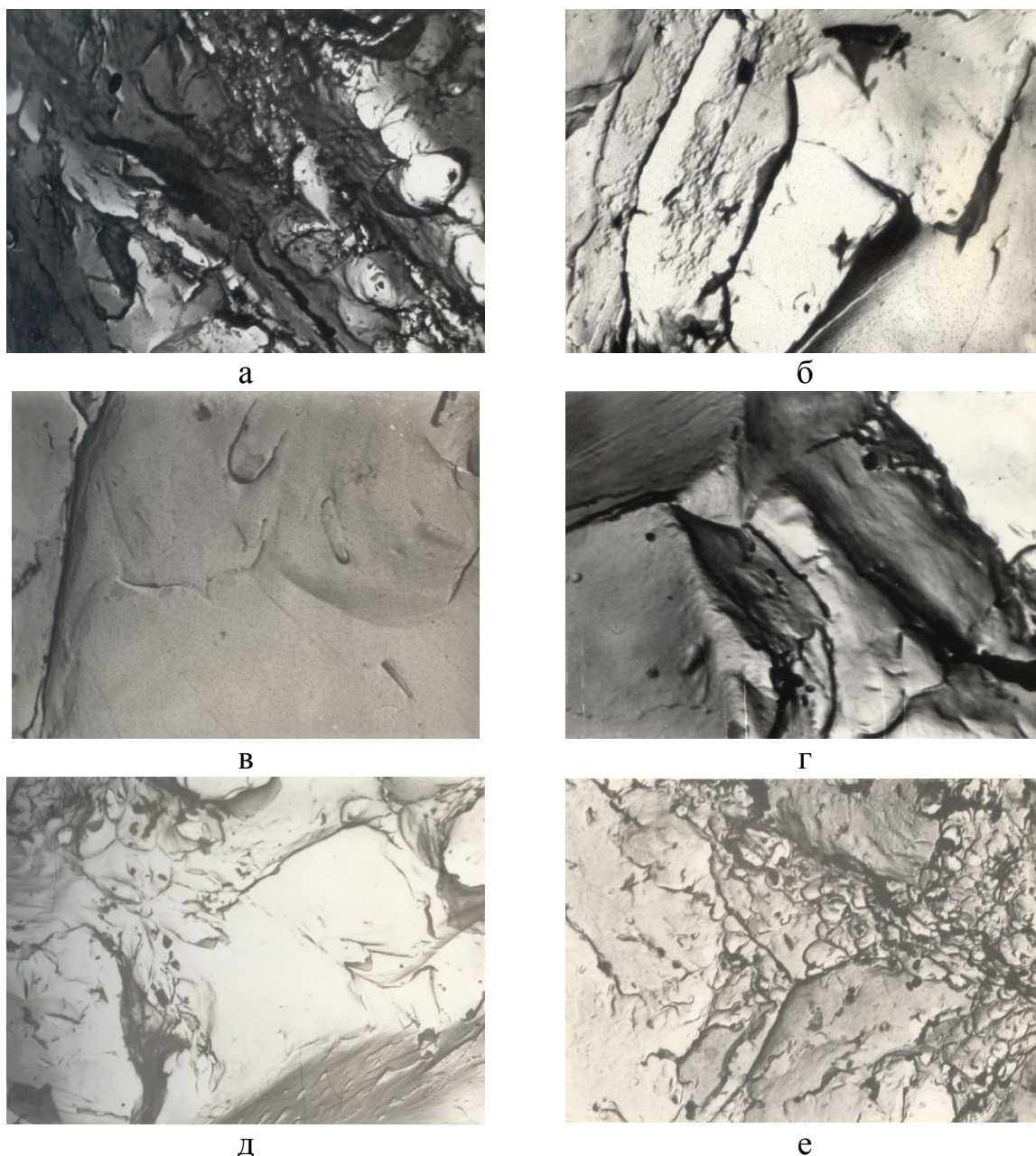


Рис. 6.15. Мікрофрактограми досліджуваних сталей: а – плавка І; б, в – плавка 2; г, д – плавка 3; е – плавка 4.

Таким чином, умови кристалізації суттєво впливають на формування структури і властивостей литої сталі після електрошлакового переплаву. Кристалізація в умовах дії відцентрових сил збільшує густину дендритної структури у 2,5 рази, суттєво зменшує розмір мартенситних пакетів після термічної обробки. Відцентрове електрошлакове лиття при кристалізації форми з підвищеною теплопровідністю збільшує густину дендритної структури в 3,5 рази, частку границь зерен з малою глибиною рівчаків травлення, більшим рівнем міжатомних зв'язків, міцність, пластичність, ударну в'язкість і є ефективним способом підвищення експлуатаційної надійності і працездатності вилитих сталей.

6.3.2. Аналіз утворення технологічних пошкоджень в заготовках при литті в піщані форми

Локальна природа утворення дефектів і тріщин в умовах лиття обумовлює потребу в дослідженні процесу накопичення пошкоджень і утворення тріщин в матеріалах при отриманні виливків.

Для аналізу та оцінки фізичної неоднорідності структури, пошкоджуваності різних зон вилитих заготовок використали метод ЛМ-твердості [381, 382, 383].

Параметром, що інтегрально характеризує стан матеріалу під час опрацювання результатів вимірювань твердості, є гомогенність, яка оцінюється за коефіцієнтом Вейбулла (m). Великим значенням коефіцієнта m відповідає низький рівень розсіювання характеристик твердості, низький ступінь пошкоджуваності; меншим значенням, навпаки, вищий ступінь пошкоджуваності [382].

Коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) розраховують за формулою [383]:

$$m = \frac{d(n)}{2.30259 \cdot S(\lg(H))}, \quad (6.2)$$

де $d(n)$ – параметр, що залежить від кількості вимірювань n ,

$$S(\lg(H)) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \cdot \sum_{i=1}^n (\lg(H_i) - \overline{\lg(H)})^2}, \quad (6.3)$$

$$\overline{\lg(H)} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \lg(H_i). \quad (6.4)$$

В даній роботі також досліджували вплив структури матеріалу на його пошкоджуваність W , яку оцінювали за формулою:

$$W = \frac{m_{\max} - m_i}{m_{\max}}, \quad (6.5)$$

де m_i - значення коефіцієнта Вейбулла на i -й лінії (площині) вимірювань; m_{\max} - максимальне значення коефіцієнта Вейбулла для серії вимірювань [385].

Для експериментальних досліджень відлили заготовки у піщану форму розмірами 165x155x20 мм з матеріалу АК21М2,5Н2,5 (ВКЖЛС-2) ГОСТ 1853-93. Із заготовки відрізали зразок 155x20x20 мм та фрезерували базову поверхню на вертикально-фрезерному верстаті 6Р12 кінцевою фрезою Ø 30 мм (режими різання: $t=2$ мм, $S = 270$ мм/хв., $n=300$ хв⁻¹).

На двох протилежних до базової поверхнях проводили підготовку до мікроструктурних досліджень за стандартною методикою.

Після цього вимірювали твердість у перерізах, паралельних базовій площині, з двох сторін (край вилівка та внутрішня сторона) на приладі ТР-5006 за допомогою кульки Ø 3,175 мм при навантаженні 588,4 Н. Заготовка після вимірювання твердості представлена на рис. 6.16.

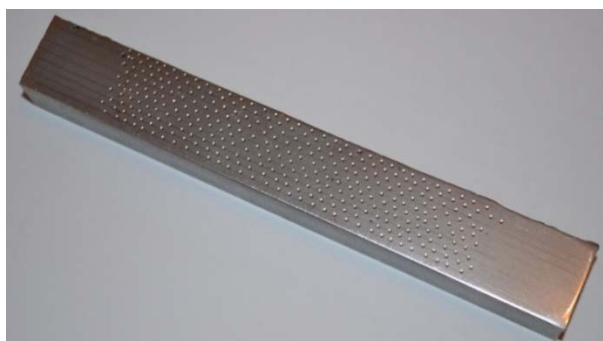


Рис. 6.16. Заготовка після вимірювань твердості на приладі ТР-5006

За результатами досліджень було розраховано коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) за формулою (6.2) і пошкоджуваність матеріалу вилівка W за формулою (6.5) в середовищі Mathcad 15. За отриманими даними побудували графіки залежності $m = f(h)$ і $W = f(h)$, що наведені на рис. 6.17...6.20.

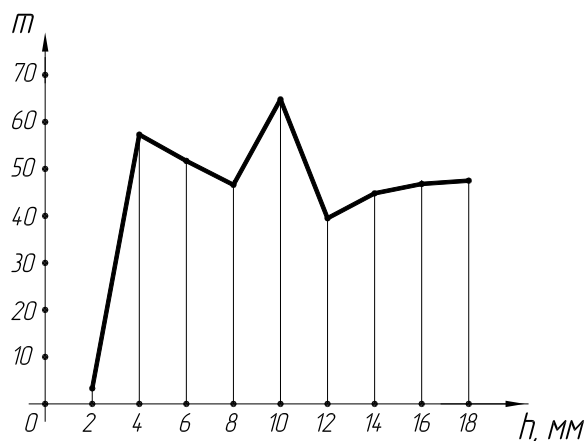


Рис. 6.17. Графік залежності коефіцієнта гомогенності (m) від глибини вимірювання для внутрішньої сторони заготовки

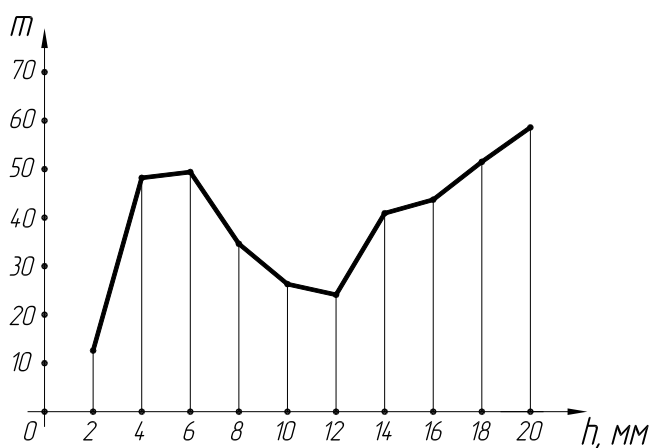


Рис. 6.18. Графік залежності коефіцієнта гомогенності (m) від глибини вимірювання для зовнішньої сторони заготовки

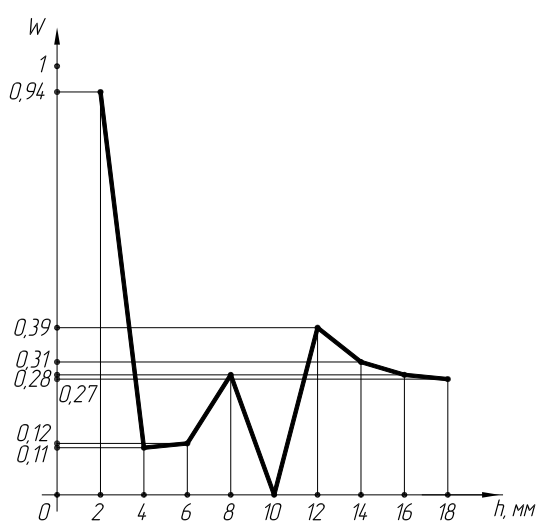


Рис. 6.19. Графік залежності пошкоджуваності матеріалу для внутрішньої сторони заготовки

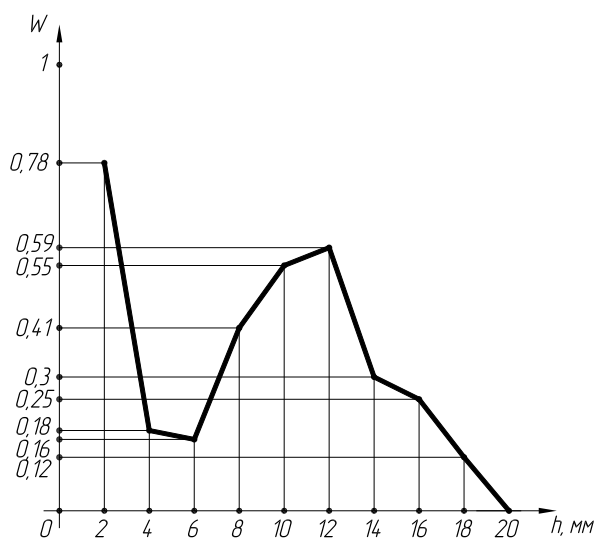


Рис. 6.20. Графік залежності пошкоджуваності матеріалу для зовнішньої сторони заготовки

Після цього досліджували інтенсивність (щільність) дефектів (пошкоджень) поверхні для внутрішньої сторони заготовки на електронному мікроскопі (збільшення 15 раз) (рис. 6.21, 6.22, 6.23, 6.24). За результатами досліджень побудували графіки залежності $N = f(d)$ (N , d - відповідно кількість і розміри дефектів структури), що наведені на рис. 6.25, 6.26, 6.27, 6.28.

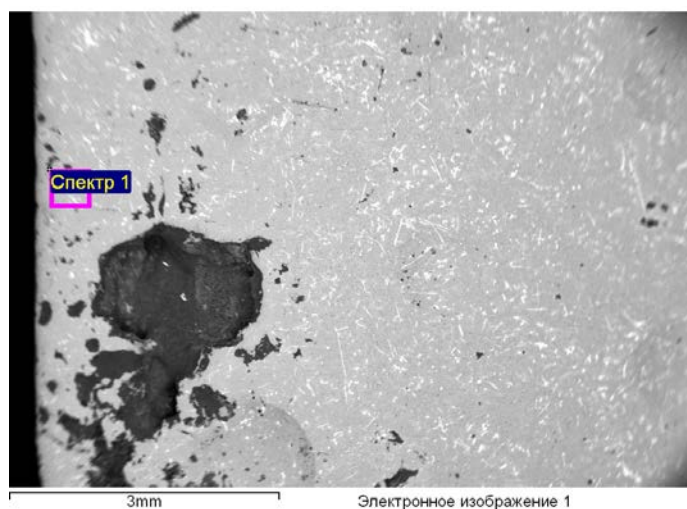


Рис. 6.21. Структура у І зоні від поверхні виливка

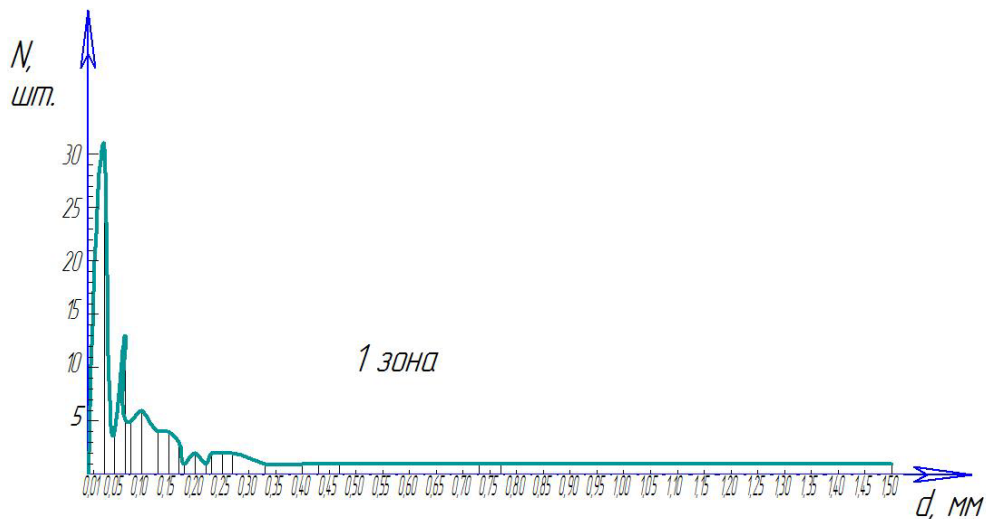


Рис. 6.22. Залежність кількості дефектів N від їх розмірів d для І зони від поверхні виливка

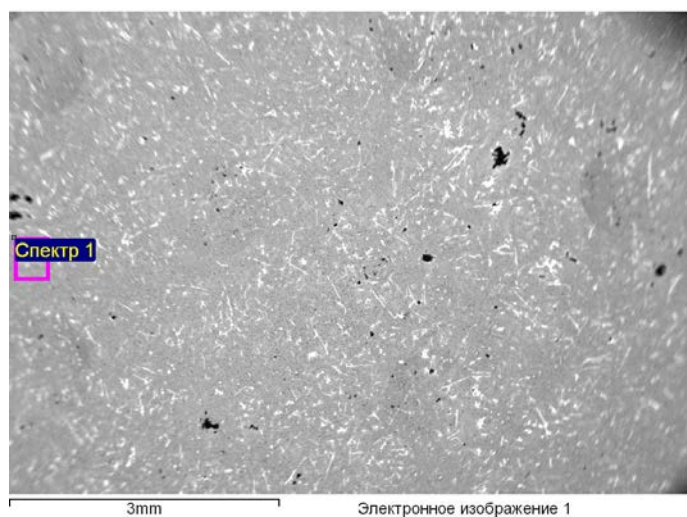


Рис. 6.23. Структура у II зоні від поверхні виливка

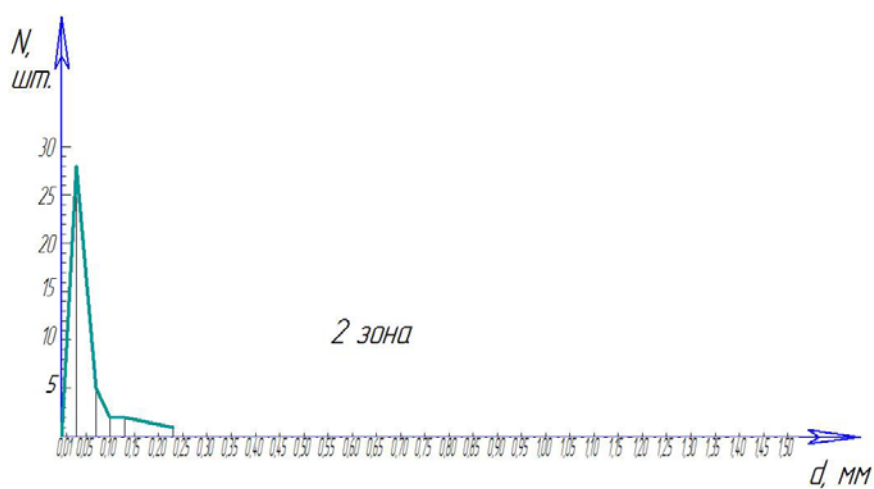


Рис. 6.24. Залежність кількості дефектів N від їх розмірів d для II зони, від поверхні виливка

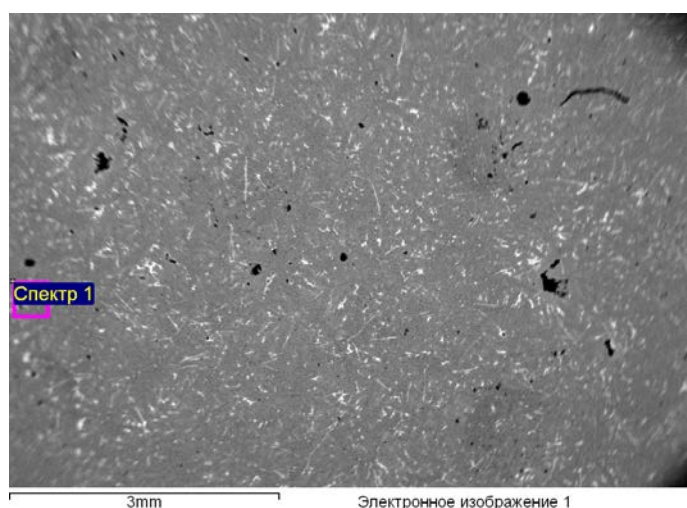


Рис. 6.25. Структура у III зоні від поверхні виливка

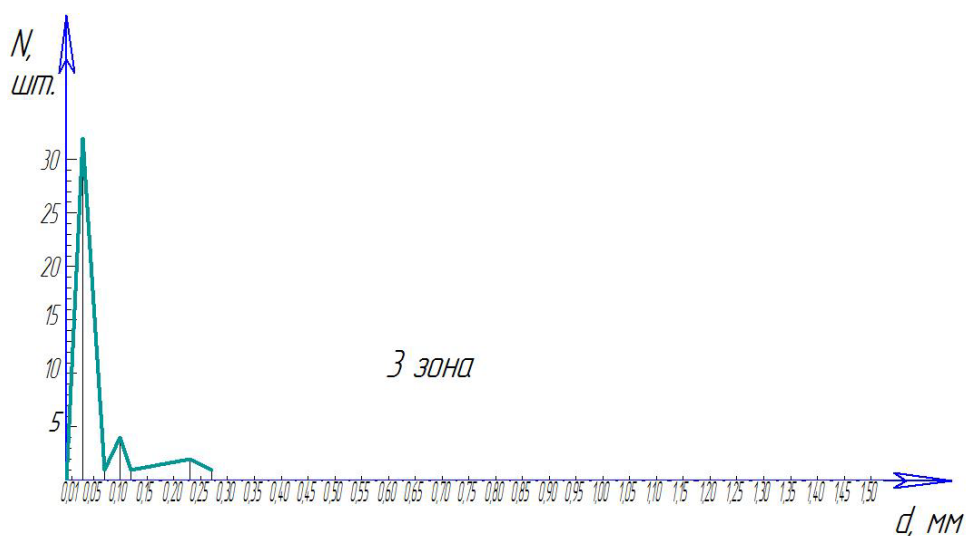


Рис. 6.26. Залежність кількості дефектів N від їх розмірів d для III зони від поверхні виливка

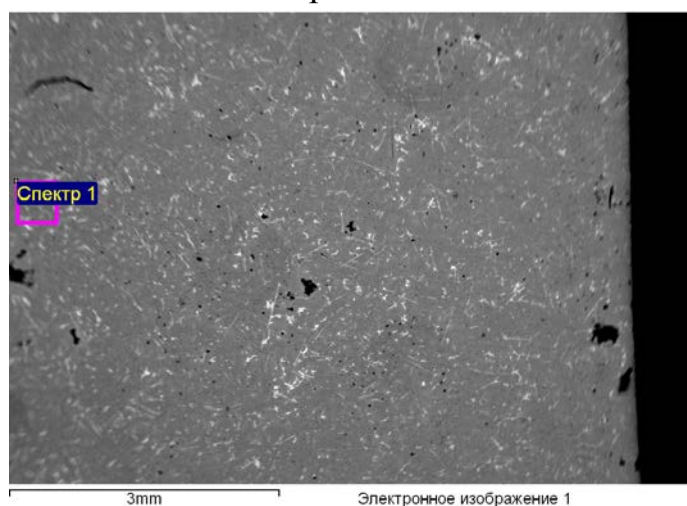


Рис. 6.27. Структура у IV зоні від поверхні виливка

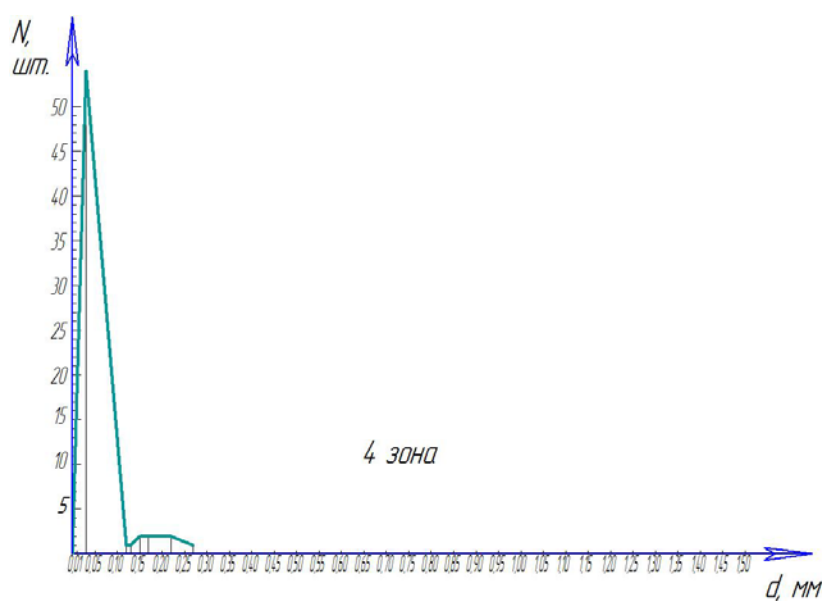


Рис. 6.28. Залежність кількості дефектів N від їх розмірів d для IV зони від поверхні виливка

Наклавши сітку із кроком 10 мм на фотографії структуру матеріалу у I-IV зонах, розраховували відносну пористість (дефектність) структури P , %, за формулою:

$$P = \frac{L_{\text{деф}}}{L_{\text{заг}}}, \quad (6.6)$$

де $L_{\text{деф}}$ - загальна довжина ліній сітки із дефектами; $L_{\text{заг}}$ - загальна довжина ліній сітки.

Графік залежності $P=f(h)$ для внутрішньої сторони заготовки представлено на рис. 6.29.

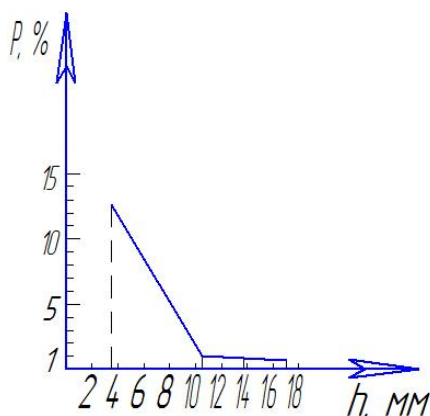


Рис. 6.29. Залежність відносної пористості (дефектності) структури P досліджуваного зразка

Отримані результати показали, що найбільша кількість технологічних пошкоджень у вилитій заготовці утворюється на глибині до 2 мм від поверхні, яка закристалізувалася в останню чергу (зона I). Це пов'язано із специфікою процесу затверднення металу, наявністю домішок і неоднорідностей у поверхневому шарі та підтверджується малими значеннями коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) (рис. 6.17, 6.18), а також великими значеннями пошкоджуваності W (рис. 6.19, 6.20).

При подальшому переміщенні вглиб матеріалу (від 2 до 4 мм) у зоні I спостерігається зменшення пошкоджуваності, а також її стабілізація для внутрішньої сторони та відносні її коливання для зовнішньої сторони заготовки, що пов'язане з умовами процесу кристалізації вилівка. На відстані 4...6 мм пошкоджуваність суттєво зменшується. Різниця у пошкоджуваності для внутрішньої та зовнішньої сторін заготовки на

відстані 10 мм від поверхні (рис. 6.19, 6.20) обумовлена тим, що внутрішня сторона розташована на відстані 40 мм від живильника, а зовнішня - на відстані 60 мм. Тобто під час кристалізації внутрішня сторона заготовки краще підживлюється рідким металом, ніж зовнішня. Зростання пошкоджуваності на відстані 12 мм від поверхні виливка обумовлено тим, що ця зона знаходиться посередині виливка, де внаслідок тепловідведення по всіх напрямках формується дезорієнтована мікроструктура первинних кристалів. В зонах утворення направлених кристалітів пошкоджуваність є меншою.

Технологічні дефекти присутні у всіх досліджуваних зонах матеріалу (рис. 6.21...6.28). Однак, якщо у зоні II розмір пор не перевищує 0,22 мм, в зонах III-IV - 0,27 мм, то в зоні I є одиничні пори розміром 1,5 мм. На більшу кількість ливарних дефектів пошкоджуваність вказує і відносна дефектність структури Р, яка у зоні I є більшою майже в 10 разів порівняно із іншими зонами (рис. 6.29).

Аналіз розподілу границь зерен за енергією показав, що в зонах з меншою кількістю пор зростає кількість границь зерен з більш високим рівнем енергії і зменшується кількість градієнтних стиків. При зростанні кількості пор зменшується кількість границь зерен з високим рівнем енергії і збільшується кількість градієнтних стиків.

6.3.3. Керування пошкоджуваністю деталей шляхом вибору технологічного маршруту оброблення вилитих заготовок

Заготівельні операції, зокрема механічна, хіміко-термічна обробки формують дефекти структури, які під час експлуатації конструкції починають інтенсивно розвиватися [348, 357, 368, 372].

Для аналізу та оцінки перетворення неоднорідності приповерхневих шарів зразків, отриманих в умовах лиття, в технологічні пошкодження при обробці різанням, використали метод ЛМ-твердості.

Дослідження проводили на виливках призматичної форми 145x60x15 мм із сплавів типу АК (рис. 6.16, 6.30), отриманих литтям в кокіль [384, 385, 386, 387, 388].



Рис. 6.30. Експериментальний зразок-вливков

Технологічний маршрут отримання та оброблення заготовок містив наступні варіанти [389, 390]:

Варіант 1

а) лиття в холодний і підігрітий кокіль;

б) чорнове фрезерування поверхонь виливків: металорізальний інструмент - кінцева фреза $\varnothing 12$ мм ($z=2$); режими оброблення - глибина різання $t=1$ мм; частота обертання шпинделя $n=700$ хв⁻¹; ручна подача - $S_{XB}=100-120$ мм/хв;

в) чистове фрезерування поверхонь виливків: металорізальний інструмент - кінцева фреза $\varnothing 16$ мм ($z=4$); режими оброблення - глибина різання $t=0,3^{+0,05}$ мм; частота обертання шпинделя $n=1050$ хв⁻¹; подача - $S_{XB}=13$ мм/хв.

Варіант 2

а) лиття в холодний і підігрітий кокіль;

б) чистове фрезерування поверхонь виливків: металорізальний інструмент - кінцева фреза $\varnothing 16$ мм ($z=4$); режими оброблення - глибина

різання $t=0,25^{+0,05}$ мм; частота обертання шпинделя $n=1050$ хв⁻¹; подача - $S_{ХВ} = 13$ мм/хв.

Після заготівельної операції та кожного технологічного переходу визначали твердість методом Роквелла на приладі TR5006 (рис. 6.31) та розраховували коефіцієнт гомогенності за формулою (6.2) [382, 383], де $d(n)$ — параметр, що залежить від кількості вимірювань n . Значення S ($\lg(H)$) і $\lg(H)$ визначали за формулами (6.3) і (6.4).

Для кращої відтворюваності результатів проводили дві серії дослідів. Кількість вимірювань становила $n = 35$, $d(n = 35) = 1,1284$.

Результати опрацьованих експериментальних досліджень приведено на рис. 6.32...6.35.



Рис. 6.31. Експериментальний зразок із замірами твердості профрезерованої площини

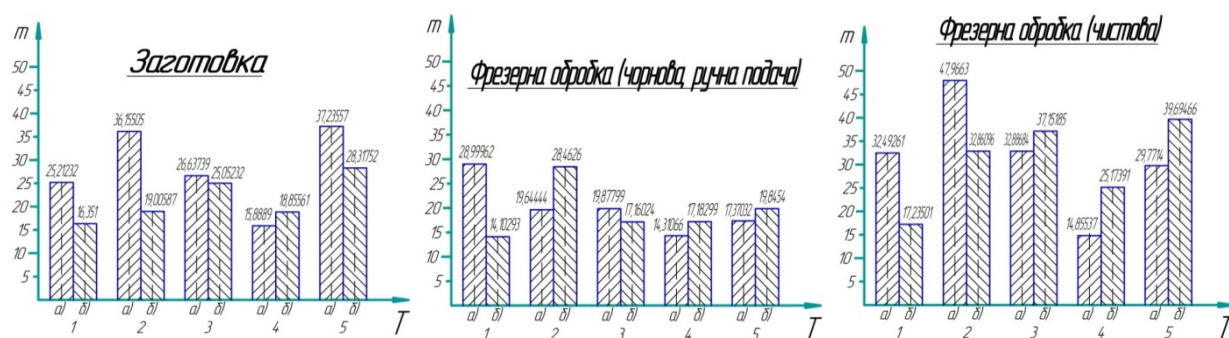


Рис. 6.32. Коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) на поверхнях литої заготовки, а також після чорнкової та чистової фрезерних обробок: а, б — виливки, отримані з однієї плавки (1, 4 - розлиті в холодні кокілі; 2, 3, 5 — розлиті в підігріті кокілі), T - порядковий номер експериментального дослідження

Результати досліджень показали зростання значення коефіцієнта Вейбулла при формоутворенні виливків в умовах зменшення температурного поля між металом, який кристалізується, і формою (рис. 6.34, 6.35). Це пояснюється меншим рівнем розвитку неоднорідностей в умовах кристалізації.

Аналіз результатів на поверхні, отриманої після чорнового фрезерування на глибину 1 мм, показав менше значення коефіцієнта гомогенності Вейбулла m , що пов'язано із зростанням пошкодженості матеріалу в деформаційній зоні обробленого шару. Проведення чистового фрезерування після чорнового на глибину 0,3 мм сприяло зростанню коефіцієнта гомогенності Вейбулла, що обумовлено зняттям шару металу з розвиненою пошкодженістю при даній обробці (рис. 6.32, 6.33).

Дослідження заготовок, почергово оброблених чистовим фрезеруванням при різанні на глибини $h_1 = 0,3$ мм; $h_2 = 0,6$ мм, засвідчили зростання на 26-84 % значення коефіцієнта гомогенності Вейбулла, що пов'язано із зменшенням пошкодженості матеріалу в зоні поля чистової фрезерної обробки (рис. 6.33...6.35).

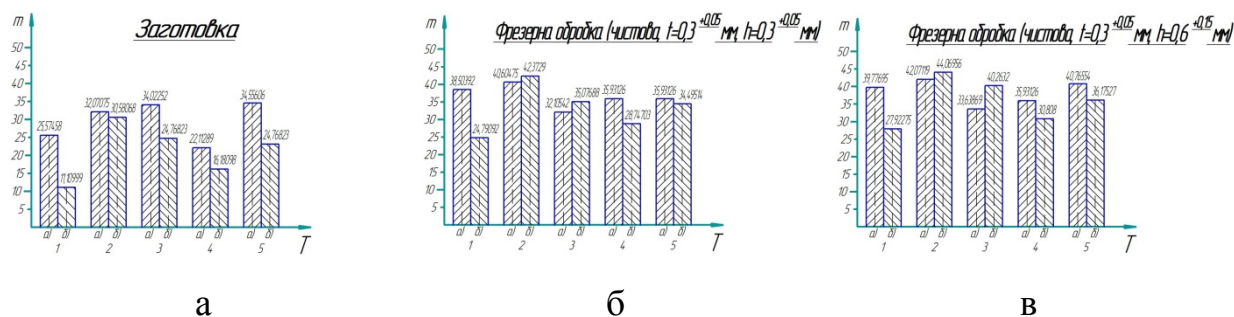


Рис. 6.33. Коефіцієнт гомогенності Вейбулла (m) на поверхнях литої заготовки, а також після двох чистових фрезерних обробок: а, б — виливки, отримані з однієї плавки (1, 4 - розлиті в холодні кокілі; 2, 3, 5 — розлиті в підігріті кокілі), T - порядковий номер експериментального дослідження

Локальна природа руйнування в умовах різання обумовлює потребу в дослідженні процесу накопичення пошкоджень у матеріалах при обробці.

Багатостадійний процес руйнування містить наступні етапи [389, 390, 391, 392, 393, 394]:

- 1) накопичення пошкоджень і порушення суцільності матеріалу в полі напружень і деформацій;
- 2) розвиток мікротріщин в середовищі з дефектами;
- 3) ріст тріщин і відокремлення матеріалу при заданих на границях заготовки навантаженнях і переміщеннях.

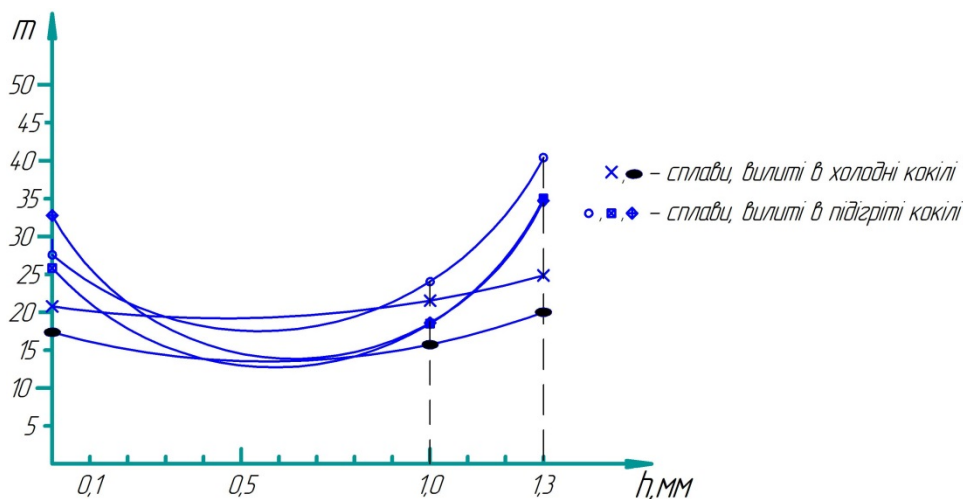


Рис. 6.34. Розподіл коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) по глибині поверхневого шару матеріалу (h) для другого варіанта технологічного маршруту отримання та оброблення заготовок

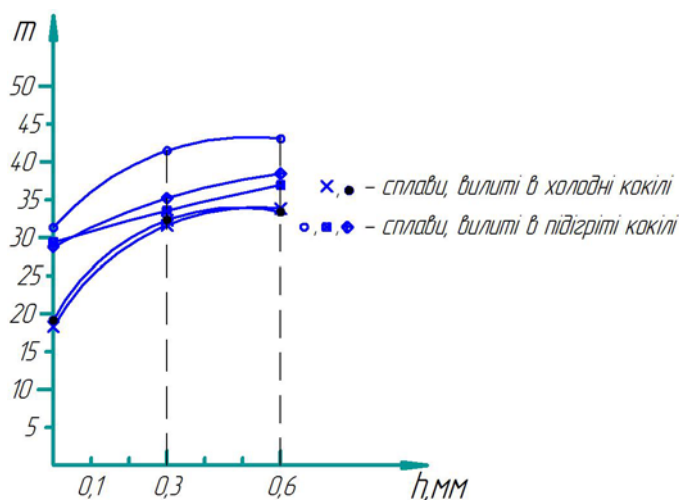


Рис. 6.35. Розподіл коефіцієнта гомогенності Вейбулла (m) по глибині поверхневого шару матеріалу (h) для першого варіанта технологічного маршруту отримання та оброблення заготовок

Вирішальну роль у формуванні пошкоджень і процесах міжзеренного руйнування в умовах різання функціонально-градієнтних сплавів відіграють великокутові поверхні поділу зерен. Вплив поверхонь поділу різного походження на процеси деформації і руйнування сталей є невивченим. Значною мірою це пов'язано із тим, що в існуючих моделях поверхонь поділу зерен будова і структурно-фазовий стан приграничних зон зерен не враховується.

Структуру поверхні поділу зерна і приграничного шару розглядають як функціонально-градієнтну (розділ 2, рис. 2.7).

Одним з головних факторів, який визначає властивості поверхонь поділу, є їх пустотно-шорстка пориста структура. Залежно від вільного або надлишкового об'єму (пористості) і зернограничних дефектів, одна і та сама границя має різні властивості (рис. 2.8).

Таким чином, вплив режимів різання на технологічну пошкоджуваність в значній мірі пов'язаний з формуванням пустотно-шорстких пористих структур поверхонь поділу і потрійних зеренних стиків, які виходять на оброблену поверхню. При чорнових обробках питома кількість пустот на одиницю площі поверхні поділу наближається до критичного вільного об'єму (v_f^k) при якому поверхня поділу зерен може перетворюватися в дві невзаємодіючі поверхні. Після чистових обробок питома кількість пустот на поверхнях поділу зерен є меншою і тому їх роль, як структурних концентраторів напружень під час експлуатації виробів, зменшується.

6.4. Висновки по шостому розділу.

1. Утворення пошкоджень при пластичній деформації листового прокату залежить від температури відпуску. Нагрів до 450°C...500°C сприяє заліковуванню дефектів, що утворюються при прокатуванні, за рахунок дифузії атомів впровадження в зони локального порушення суцільності сталей. Після відпуску при 550°C за рахунок міжкристалітної внутрішньої адсорбції домішок на нерівноважних поверхнях поділу зерен

в матеріалі утворюються області, що здатні до формування пошкоджень при дії зовнішнього навантаження.

2. Проблема параметризації довговічності пластин струмознімачів електровозів, забезпечення необхідності рівня їх надійності і працездатності вимагає аналізу процесів деформації і деградації виробів, що отримані методами порошкової металургії, оцінки впливу технологічних операцій на формування пошкоджень при контактних навантаженнях.

3. Важливу роль в поведінці порошкових сплавів при контактних навантаженнях відіграє формування міжзеренної пошкоженості. Із зростанням рівня контактного навантаження частка тріщин по поверхням поділу залізо-залізо в їх загальній довжині зростає, а утворення тріщин в границях залізо-мідь змінюється несуттєво. Графітні включення представляють собою локальні зони концентрації напружень, від яких поширюється тріщини в досліджених порошкових матеріалах.

4. Структурно-енергетичний стан поверхонь поділу зерен залежить від умов кристалізації сталі. При дії відцентрових сил зростає відсоток поверхонь зерен, що характеризуються меншою глибиною рівчаків травлення, нижчим значенням пустотно-шорсткої характеристики і зернограничної енергії, підвищеним рівнем міжатомного зв'язку. Зміна структурно-енергетичного стану границь зерен під час відцентрової кристалізації сприяє підвищенню механічних характеристик і експлуатаційною надійністю литих сталей.

5. Оцінку технологічної пошкоджуваності різних зон вилитих заготовок із складною просторовою геометрією, які містять масивні теплові вузли та тонкі стінки, доцільно проводити за ступенем розсіювання характеристик твердості.

6. Технологічна пошкоджуваність заготовок, отриманих в піщаних формах, змінюється в широких межах і в основному залежить від умов кристалізації їх окремих об'ємів: розподілу температурних полів,

спрямування тепловідведення, особливостями живлення металу рідкою фазою під час кристалізації.

7. Конструкція ливарної форми має вирішальний вплив на утворення технологічних пошкоджень. Збільшення віддалі від живильника сприяє зростанню, а прискорена кристалізація і спрямоване тепловідведення зменшенню технологічних пошкоджень об'ємів виливка при затвердінні.

8. Встановлено, що внаслідок структурної спадковості фізична та хімічна неоднорідності, що формуються під час твердіння й утворення структури заготовки, у визначених випадках трансформуються у пошкодження при технологічних обробках в умовах різання.

9. Підвищення силових навантажень при чорновому механічному обробленні, зокрема, фрезеруванні, сприяє отриманню в заготовках градієнтної структури та зростанню пошкодженості поверхневих шарів. Зниження силових характеристик процесу різання на чистових режимах, з огляду на формування пустотно-шорстких пористих структур поверхонь поділу і потрійних зеренних стиків, зменшує кількість структурних концентраторів напружень, що має позитивний вплив на поведінку деталей під час експлуатації.

Розділ базується на результатах робіт [354, 355, 360, 361, 362, 363, 366, 367, 380, 384, 385, 386, 387, 388, 389, 390].

РОЗДІЛ 7

ПІДВИЩЕННЯ ПАРАМЕТРІВ НАДІЙНОСТІ ВИРОБІВ ШЛЯХОМ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕХНОЛОГІЙ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ І ТЕРМІТНОГО ЗВАРЮВАННЯ

При дії знакозмінних навантажень в деталях конструкцій відбувається утворення розсіяних або нелокалізованих пошкоджень.

Розсіянні пошкодження суттєво впливають на швидкість розвитку магістральної тріщини. В матеріалі із більшою кількістю мікроскопічних тріщин відповідного розміру швидше розвивається магістральна тріщина, поглинаючи при своєму розвитку дрібні тріщини.

Умовно стадії формування пошкоджень при дії циклічних навантажень поділяють на утворення мікроструктурно і фізично коротких тріщин та довгих тріщин. Мікроструктурно короткі тріщини характеризуються порушеннями суцільності, розміри яких одного порядку з елементами структури. За перехід від мікроструктурно тріщин до фізично коротких тріщин приймають перехід від тріщин зсуву до тріщин відриву. Коли у вершині тріщини формується область пружньо-пластичних деформацій коротка тріщина трансформується у довгу [295].

Тривалість стадії розвитку довгої тріщини (макротріщини) складає в залежності від навантаження від 10% до 90% загального розвитку ресурсу виробу. В зв'язку із цим для оцінювання працездатності конструкцій використовують методи, що базуються на прогнозуванні кінетики втомних тріщин [399, 400, 401, 402].

Існуючі моделі розвитку макротріщин базуються на результатах експериментальних досліджень. При цьому комплексною характеристикою опору втомі металів та сплавів є кінетичні діаграми втомного руйнування (рис. 7.1), в яких по осі ординат відкладається швидкості росту тріщини, а по осі абсцис – зміни коефіцієнта інтенсивності напружень (ΔK), або його максимального значення (K_{\max}).

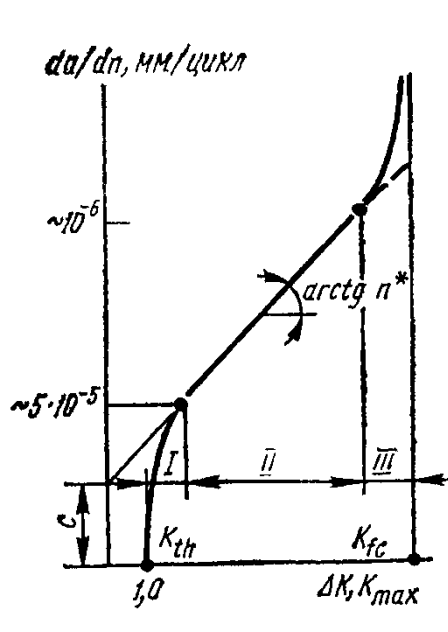


Рис. 7.1. Загальний вигляд кінетичної діаграми втомного руйнування металів [403].

На діаграмі виділяють три ділянки, кожна з яких характеризується різними фізичними закономірностями розвитку тріщин. В області I швидкість розвитку тріщини складає $0 \dots 5 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл, в області II складає $5 \cdot 10^{-5} \dots 10^{-3}$ мм/цикл, в області III – понад 10^{-3} мм/цикл. Основними характеристиками діаграми є значення K_{th} і критичне значення коефіцієнтів інтенсивності напружень K_{fc} , а також параметри n^* і C залежності $\frac{da}{dn} = CK_{max}^{n^*}$, яка описує ділянку середніх швидкостей розвитку тріщин.

За значення K_{th} приймають максимальний коефіцієнт інтенсивності напружень (K), при якому тріщина не росте на протязі 10^6 циклів, і його зростання на 3% супроводжується збільшенням тріщини зі швидкістю $3 \cdot 10^{-7}$ мм/циклів [295, 403]. Для скорочення часу випробовувань цю характеристику визначають шляхом екстраполяції точок, але точність визначення K_{th} є невеликою.

Критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень при циклічному навантаженні K_{fc} є самостійною характеристикою і може суттєво відрізнятись від K_{IC} , що знайдений при статичних навантаженнях.

Встановлено зв'язок критеріїв циклічної тріщиностійкості зі структурою матеріалів [295, 400, 402].

Найбільша чутливість проявляється в області першої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування. На другій ділянці вплив структури є незначним. На ділянці високошвидкісного росту тріщини роль структури значно зростає і знаходиться у відповідності із результатами залежності в'язкості руйнування (K_{1C}) і циклічної в'язкості руйнування (K_{fc}) від структури матеріалу [404].

Слід відмітити, що аналітичні залежності, які описуються зв'язок K_{1C} з характеристиками мікроструктури містять в собі невизначені і фізично недостатньо обґрунтовані структурні параметри [405...409]. Тому суттєво ускладнюється отримання коректних результатів в кожному конкретному випадку розрахунку критичної величини коефіцієнту інтенсивності напружень.

Недостатня вивченість поведінки сплавів з різними параметрами структури на першій і третій ділянках кінетичних діаграм втомного руйнування вимагає досліджень впливу границь, їх потрійних стиків, а також кількісних характеристик зерен на порогові (K_{th}) і критичні (K_{fc}) значення коефіцієнтів інтенсивності напружень.

В зв'язку із цим вивчали вплив структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу на утворення розсіяних пошкоджень при зношуванні бандажів коліс після поверхневого зміцнення і локалізованих тріщин після термітного зварювання залізничних рейок.

7.1. Роль технології плазмового зміцнення у формуванні структурних параметрів поверхонь поділу зерен і зношуванні сталі бандажів коліс локомотивів.

Змінні ободи коліс (бандажі) локомотивів працюють у важких умовах. Вони зношуються при взаємодії з рейками, працюють при ударних навантаженнях на стиках і нагріваються під час гальмування. В зв'язку з

цим основними вимогами до сталі бандажів є висока міцність, зносотривкість і в'язкість.

При виготовленні бандажів вантажних локомотивів використовують вуглецеві конструкцій сталі марки 3 (ДСТУ ГОСТ 10791:2006) наступного хімічного складу – вуглець 0,58..0,67%, марганець 0,50..0,90%, кремній 0,22..0,45%, ванадій 0,08..0,15%, сірка до 0,02%, фосфор до 0,03%. Після термічної обробки механічні властивості заготовок є не менші ніж σ_B – 930 МПа, δ – 10%, ψ – 12%, HB – 262.

Для підвищення ресурсу колісних пар використовують поверхнєве зміцнення висококонцентрованими джерелами нагріву, зокрема, плазмовим струменем, що дозволяє суттєво підвищити термін роботи виробів, покращити їх експлуатаційні характеристики завдяки підвищеним фізико-механічним властивостям зміцненого шару. В залізничних колесах і бандажах зношування гребеня суттєво випереджає зношування поверхні кочення. Тому зміцнюють гребень і частину кола кочення біля нього.

Плазмове зміцнення локомотивних коліс проводять по двом варіантам – з викочуванням колісної пари і безпосередньо під локомотивом. Експлуатаційна перевірка підтверджує підвищення зносотривкості гребенів локомотивних коліс після зміцнення не менше ніж на 30% [410]. Плазмова обробка поверхні обода і гребеня підвищує опір зародженню і поширенню втомної тріщини, зносотривкість і експлуатаційну надійність коліс за рахунок формування відповідної структури поверхневого шару. В результаті зміцнення на поверхні бандажа отримують доріжки зміцненого металу шириною 12...40 мм і глибиною 1..2,5 мм з твердістю HB 350..550, а в деяких випадках вище.

Аналіз впливу структурно-енергетичного стану границь зерен на зношування бандажів коліс локомотивів проводили на зразках, загальний вигляд яких представлений на рис. 7.2.



Рис. 7.2. Макроструктура гребеня бандажа колеса локомотива після плазмового зміцнення.

Із області переходу гребеня на поверхню кочення вирізали зразки для дослідження структури і зносотривкості різних зон виробу після плазмового зміцнення.

Металографічні дослідження показали, що після плазмової обробки гребеня формується градієнтна структура. Товщина шару термічного зміцнення складає 2,6..2,7 мм. За параметрам структури зміцнений шар по товщині розподіляється на три зони (рис 7.3).

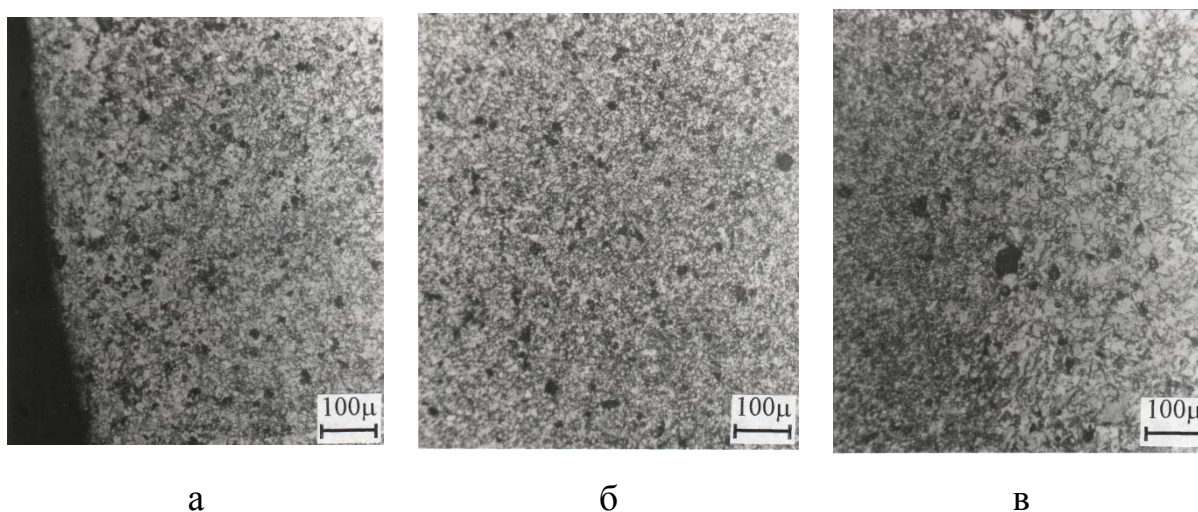


Рис. 7.3. Мікроструктура градієнтного шару бандажа колеса локомотиву після плазмового зміцнення на різній глибині від поверхні: а – 0,45 мм, б – 1,4 мм, в – 2,6 мм.

Аналіз розмірних характеристик зерен представлений на рис. 7.4.

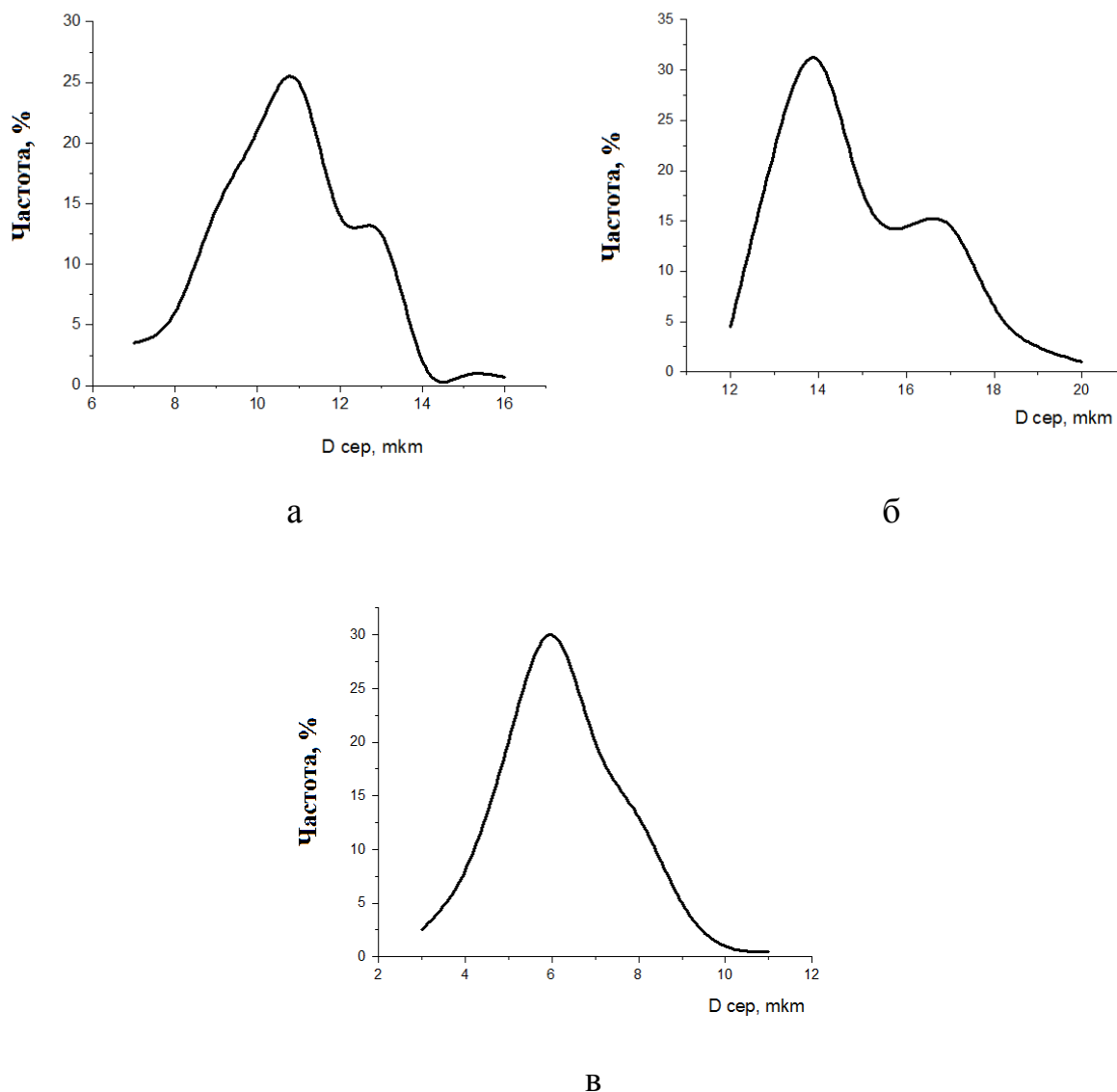
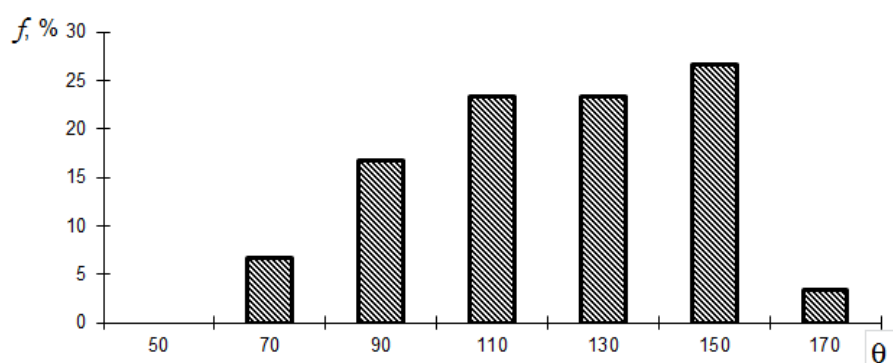


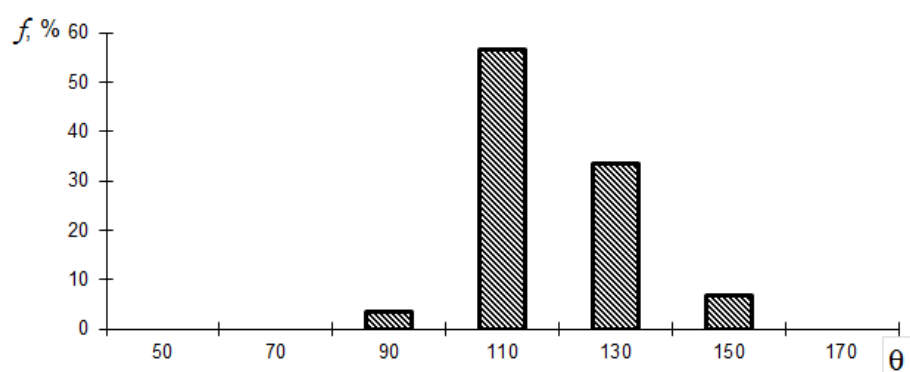
Рис. 7.4. Розподіл колишніх аустенітних зерен за розмірами в градієнтному шарі бандажа колеса локомотиву після плазмового зміцнення на різній глибині від поверхні: а – 0,45 мм, б – 1,4 мм, в – 2,6 мм.

Дослідження показали, що на глибині зміцненого шару до 0,45 мм утворюється різнозерниста структура (рис. 7.3, а, рис. 7.4, а). В цій зоні зустрічаються зерна розміром від 6 до 20 мкм. На глибині градієнтного шару від 0,45 мм до 1,4 мм отримується зона однорідних зерен (рис. 7.3, б, рис. 7.4, б). за цією зоною до незміцненого шару бандажа формується зона шириною 0,87 мм, яка утворена дрібними зернами із середнім розміром 7 мкм (рис. 7.3, в, рис. 7.4, в).

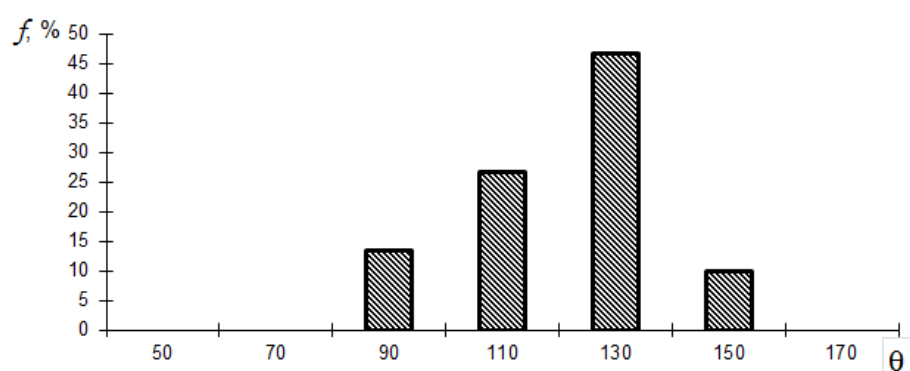
Результати визначення кутів в потрійних стиках зерен різних зон шару після плазмового зміцнення показані на рис. 7.5 і в табл. 7.1.



а



б



в

Рис. 7.5. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен градієнтного шару бандажа залізничного колеса після плазмового зміцнення на різній віддалі від поверхні: а – 0,45 мм, б – 1,4 мм, в – 2,6 мм.

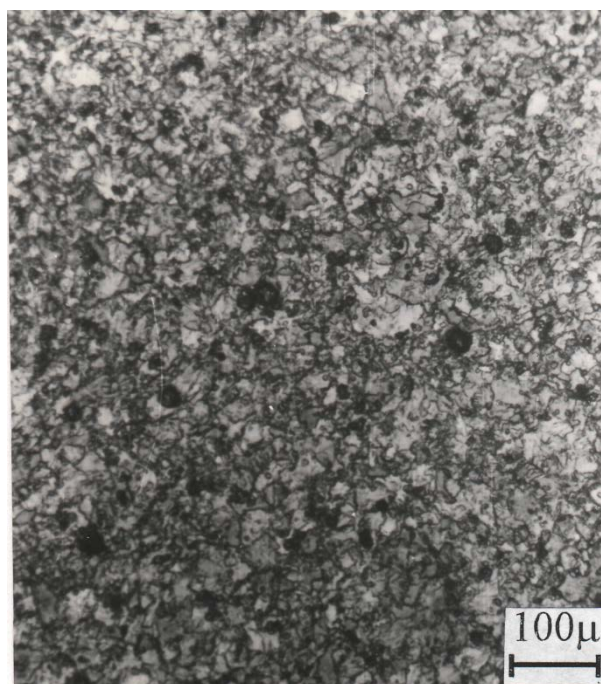
Таблиця 7.1

**Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен
градієнтного шару бандажа залізничного колеса після плазмового
зміцнення**

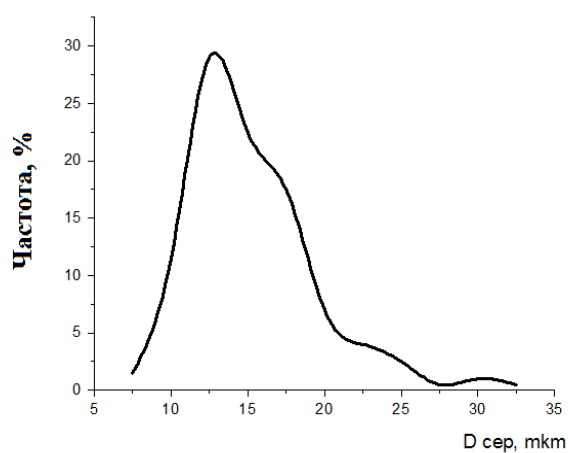
| Віддаль від поверхні, 10^{-3} м | Частка в загальній кількості заміряних кутів | | | | | | |
|--|--|----------|-----------|------------|------------|------------|------------|
| | 40°..60° | 61°..80° | 81°..100° | 101°..120° | 121°..140° | 141°..160° | 161°..180° |
| 0,45 | 0,00 | 6,67 | 16,67 | 23,33 | 23,33 | 26,67 | 3,33 |
| 1,4 | 0,00 | 0,0 | 3,33 | 56,67 | 33,33 | 6,67 | 0,00 |
| 2,6 | 0,00 | 0,0 | 14,33 | 26,67 | 46,67 | 12,33 | 0,00 |

На глибині 0,45 мм шару плазмового зміцнення в структурі присутні поверхні поділу, кути між якими в потрійних стиках знаходяться в діапазоні від 61°..180°. Тобто наявні великокутові поверхні поділу, які мають значну різницю за енергіями. В зоні, де формується однорідна зеренна структура (на глибині 1,4 мм) кути між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен знаходяться в діапазоні від 81°..160°, що вказує на підвищення однорідності розподілу великокутових поверхонь поділу зерен за енергіями. В зоні дрібнозернистої структури на глибині 2,6 мм суттєво зростає частка поверхонь поділу зерен з однаковим рівнем енергії, кут між якими в потрійних стиках наближається до 120° (табл. 7.1).

Структура і розмірні характеристики зерен зони бандажу без плазмового зміцнення показані на рис. 7.6.



а



б

Рис. 7.6. Мікроструктура (а) і розподіл аустенітних зерен за розмірами (б) зони бандажу локомотива без плазмового зміцнення.

Середній діаметр зерна в зоні незміцненого металу складає 16 мкм, а розподіл за розмірами є рівномірним.

Значення кутів між великокутовими поверхнями поділу в потрібних стиках зерен показано на рис. 7.7 і табл. 7.2.

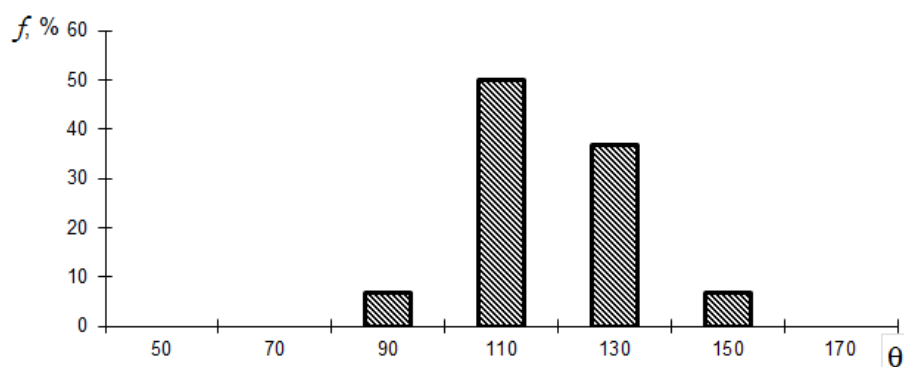


Рис. 7.7. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен зони бандажу локомотива без плазмового зміцнення.

Таблиця 7.2

Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен зони бандажу локомотива без плазмового зміцнення

| Віддаль від поверхні, 10^{-3} м | Частка в загальній кількості заміряних кутів | | | | | | |
|-----------------------------------|--|----------|-----------|------------|------------|------------|------------|
| | 40°..60° | 61°..80° | 81°..100° | 101°..120° | 121°..140° | 141°..160° | 161°..180° |
| 3,6 | 0,00 | 0,00 | 6,67 | 50,00 | 36,67 | 6,67 | 0,00 |

В зоні незміцненого металу значення кутів між великокутовими границями в потрійних стиках зерен аналогічні кутам в зоні рівномірного розподілу зерен за розмірами зміцненого шару (табл. 7.1). Такий розподіл вказує на більшу однорідність великокутових поверхонь поділу зерен за енергіями в незміцненому металі бандажа колеса локомотива.

Результати досліджень твердості, мікротвердості і зносотривкості градієнтного шару після плазмового зміцнення представлені в табл. 7.3.

Виявлено, що із зростанням віддалі контактної поверхні твердість зменшується від HRC 31 до значень твердості незміцненого металу. Найвища твердість спостерігається на поверхні бандажа, а найменше значення на глибині 5 мм.

Мікротвердість градієнтного шару, яка визначена за навантаження 1Н, змінюється в межах від 3700 МПа на поверхні зміцненого шару бандажа до 2580 МПа, що відповідає мікротвердості незміцненого металу на глибині 4,5 мм.

Слід відмітити, що розподіл мікротвердості за глибиною відповідає зонам, які виявлені під час мікроструктурних досліджень. На глибині до 0,45 мм, де утворюється різнозерниста структура градієнтного шару значення мікротвердості є найвищим (3700 МПа). В зоні утворення однорідного шару до 1,45 мм мікротвердість є рівна 3550 МПа. В зоні дрібнозернистої структури – 3600 МПа.

Результати досліджень зносотривкості по глибині градієнтного шару проводили на зразках зменшених розмірів при питомому навантаженні 4,1 МПа.

Зносотривкість зміцненого шару є вищою ніж металу, який розташований на глибині понад 4,5 мм (табл. 7.3). В різних зонах градієнтного шару значення зносотривкості суттєво змінюється. При переході від поверхні зміцненого шару на глибині 1,5 мм зносотривкість досягає найвищого значення (зростає в чотири рази). На більшій глибині градієнтного шару зносотривкість зменшується і досягає мінімального значення на глибині 4,5 мм, що відповідає інтенсивності зношування незміцненого металу (табл. 7.3).

Така зміна інтенсивності зношування пов'язана із градієнтом структури, яка виникає внаслідок відмінностей в температурі нагріву за глибиною під час плазмового зміцнення бандажа колеса локомотива. Найвища зносотривкість є характерною для зони, що розташована на глибині 1,5 мм.

Мікроструктура цієї зони характеризується присутністю однакових за розмірами зерен, середній діаметр яких складає 15,0 мкм (рис. 7.3). розподіл кутів в потрійних стиках зерен в межах 81° .. 160° свідчить про підвищення однорідності розподілу великокутових поверхонь поділу зерен

за енергіями у порівнянні з іншими зонами. В умовах знакозмінних навантажень під час контактної взаємодії пари тертя структура, в якій присутні великокутові поверхні поділу зерен з близькими значеннями зернограничної енергії характеризується більш високим опором до утворення розсіяних пошкоджень і зародження мікроскопічних тріщин.

Поверхневий шар бандажа після плазмового зміцнення на глибині до 0,5 мм має більш високі значення твердості і мікротвердості. Але інтенсивність зношування цього шару є в чотири рази більшою ніж шару, що розташований на глибині 1,5 мм (табл. 7.3).

Низька зносотривкість шару контактної взаємодії обумовлена особливостями його структури. Присутність різнозернистої структури (рис. 7.4 а), кутів між границями в потрійних стиках зерен в діапазоні від 61° до 180° (табл. 7.1) вказує на наявність великокутових поверхонь поїдлу зерен, що суттєво відрізняються за енергіями (див. розділ 3).

В зв'язку із цим в плямах контакту при дії знакозмінних навантажень матеріал цієї зони швидше переходить від етапу формування розсіяних до локалізованих пошкоджень, що приводить до зменшення його зносотривкості.

Підвищення інтенсивності зношування в зонах, що розташовані на віддалі понад 1,5 мм пов'язано із зменшенням твердості і мікротвердості матеріалу цих зон після плазмового зміцнення.

Тобто зносотривкість різних зон градієнтного шару поверхневого зміцнення залежить як від твердості матеріалу, так і характеристик локальних об'ємів зерен, що суттєво впливають на етапи формування розсіяних пошкоджень при контактних навантаженнях. В результаті отримується можливість вибору оптимальних режимів технологій поверхневого зміцнення для формування структури бандажів коліс локомотивів з підвищеними параметрами їх надійності.

**Твердість, мікротвердість і зносотривкість зони плазмового
зміцнення бандажа колеса локомотива на різній віддалі від поверхні**

| Віддаль від поверхні контактної взаємодії колесо- рейка, 10^{-3} м | Твердість, HRC | Мікротвердість H_{μ} , МПа | Інтенсивність зношування, $I_m \cdot 10^{-8}$ |
|--|----------------|-----------------------------------|---|
| 0,5 | 31 | 3700 | 2,0 |
| 1,0 | 30 | 3550 | 1,0 |
| 1,5 | 29 | 3600 | 0,5 |
| 2,0 | 29 | 3200 | 0,6 |
| 2,5 | 28 | 3150 | 1,4 |
| 3,0 | 27 | 3150 | 1,6 |
| 3,5 | 27 | 2800 | 2,4 |
| 4,0 | 27 | 2600 | 3,0 |
| 4,5 | 26 | 2580 | 3,2 |
| 5,0 | 26 | 2580 | 3,2 |

Використання даних технологій вимагає наукового обґрунтування формування оптимального розподілу нелокальних характеристик матеріалу в поверхневих шарах деталей, яке повинно відповідати особливостям силових впливів при роботі конструкцій.

Для вирішення цієї важливої наукової і практичної проблеми залучається математичний апарат обернених задач математики і механіки, а також комп'ютерне моделювання, оскільки в більшості випадків аналітичні рішення даного типу завдань отримати неможливо.

Тому для вирішення завдання забезпечення максимального підвищення контактної міцності деталі при функціонуванні в умовах переважаючих силових навантажень за рахунок оптимізації внутрішнього

розподілу механічних властивостей в локальних об'ємах матеріалу запропонуємо наступне математичне формулювання:

1. Нехай досліджуване тіло (деталь) займає область простору X , Поверхню тіла позначимо ∂X ;

2. Поверхню тіла представимо у вигляді сукупності непересічних множин $\partial X = \partial X_1 \cup \partial X_2 \cup \partial X_3$, де ∂X_1 - область тіла, в якій задані силові навантаження, ∂X_2 - область тіла, з заданими обмеженнями по переміщенню, ∂X_3 - ненавантажена поверхня. Області ∂X_1 , ∂X_2 , ∂X_3 в свою чергу можуть складатися з простих підобластей: $\partial X_1 = \bigcup_{i=1}^n \partial X_1^i$, $\partial X_2 = \bigcup_{j=1}^m \partial X_2^j$, $\partial X_3 = \bigcup_{l=1}^k \partial X_3^l$.

3. На кожній з елементарних підобластей ∂X_1^i заданий силовий вектор \vec{F}_1^i , А на ∂X_2^j заданий вектор переміщень \vec{u}_2^j , які в ∂X мають наступний розподіл $\vec{F}_1^i = \vec{F}_1^i(x)$, $\vec{u}_2^j = \vec{u}_2^j(x)$, $x \in \partial X$.

4. При розгляді механічних властивостей досліджуваної деталі обмежимося такими її параметрами як модуль пружності E , коефіцієнт Пуассона μ і межа міцності σ^* , функціональний розподіл яких в області X відповідає: $E = E(x)$, $\mu = \mu(x)$, $\sigma^* = \sigma^*(x)$, $x \in X$.

5. В результаті в деталі формується напружений стан, що характеризується в кожній точці тензором $\hat{\sigma} = \hat{\sigma}(x)$, $x \in X$.

6. Оскільки номінальні напруження однозначно не визначають експлуатаційні параметри конструкцій, для аналізу контактної міцності використовуємо вираз:

$$k(x) = 1 - \frac{\sigma_m(x)}{\sigma^*(x)}, \quad (7.1)$$

де $\sigma_m(x)$ - еквівалентне уявлення тензора напружень в формі Мізеса, $\sigma^*(x)$ - властивості міцності матеріалу в точці. Величину $k(x)$ назовемо коефіцієнтом запасу контактної міцності.

7. Величина $k(x)$ змінюється в інтервалі $[-\infty; 1]$, при $k(x)=1$ - в якій частині тіла відсутнє знеміцнення, при $k(x) \leq 0$ - в якій частині тіла пройшло знеміцнення.

8. Завдання підвищення контактної міцності за рахунок оптимізації внутрішнього розподілу механічних властивостей зводиться до пошуку таких функцій $E(x)$, $\mu(x)$, $\sigma^*(x)$, які при заданих $\vec{u}_i(x)$ і $\vec{F}_i(x)$, забезпечують відповідність функціонала (7.1) умові (7.2):

$$L = \frac{\dim_{x \in V}(k(x) \leq 0)}{\dim_{x \in V}(x)} \rightarrow const, \quad (7.2)$$

де $\dim(\dots)$ - розмір області, що задовольняє заданій умові.

Для вирішення завдання описаного в пункті 2 використовуємо підходи обчислювальної механіки, а саме пакет кінцево-елементного аналізу Fenics і його реалізацію на мові Python (додаток). Цей інструментарій був обраний з-за широких можливостей пов'язаних із застосуванням різних математичних моделей матеріального континууму, в тому числі і побудованих самими авторами, наявністю масштабованості, пристосованості для розподілених обчислень, а також відсутністю будь-яких обмежень щодо застосування в комерційних, навчальних або наукових цілях.

Постпроцесінг результатів кінцево-елементного аналізу будемо проводити за допомогою безкоштовного пакету Matplotlib для мови Python.

В якості базової моделі матеріального континууму використовували модель пружних середовищ з урахуванням пошкоджуваності, яка побудована в розділі 3.1.1. Основним рівнянням цієї моделі є рівняння рівноваги континууму в переміщеннях (3.14).

Для вирішення завдання методом кінцевих елементів використовуємо метод зважених нев'язок («слабка формулювання MSE»), де в якості вагової функції виберемо вектор \vec{v} :

$$\int_{\Omega} (\vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}) \cdot \vec{v} dx = 0, \quad (7.3)$$

де Ω - область інтегрування, $\hat{\sigma}$ - тензор напружень відповідно до моделі (3.14), який дорівнює

$$\hat{\sigma} = \vec{\nabla} \cdot \left[\frac{K(x)}{1 - \sqrt{\alpha_1 (\omega(x))^2 + \alpha_2 \left(\left| \vec{\nabla} \omega(x) \right| \right)^2 + \alpha_3 \left(\frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right)^2}} (\vec{\nabla} \cdot \vec{u}) \hat{I} + \right. \\ \left. + \frac{2G(x)}{1 - \sqrt{\alpha_1 (\omega(x))^2 + \alpha_2 \left(\left| \vec{\nabla} \omega(x) \right| \right)^2 + \alpha_3 \left(\frac{1}{V_0} \int_V \omega dV \right)^2}} \left(\vec{\nabla} \otimes \vec{u} - \frac{1}{3} (\vec{\nabla} \cdot \vec{u}) \hat{I} \right) \right].$$

Проведемо інтегрування по частинах виразу (7.3), в результаті отримаємо:

$$\int_{\Omega} (\vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}) \cdot \vec{v} dx = - \int_{\Omega} \hat{\sigma} \cdot (\vec{\nabla} \otimes \vec{v}) dx + \int_{\partial\Omega} (\hat{\sigma} \cdot \vec{n}) \cdot \vec{v} ds, \quad (7.4)$$

де \vec{n} - вектор, заданий на поверхні тіла $\partial\Omega$.

З урахуванням співвідношення $\vec{T} = \hat{\sigma} \cdot \vec{n}$, де \vec{T} - поверхневий вектор, співвідношення (7.4) має вигляд:

$$\int_{\Omega} (\vec{\nabla} \cdot \hat{\sigma}) \cdot \vec{v} dx = - \int_{\Omega} \hat{\sigma} \cdot (\vec{\nabla} \otimes \vec{v}) dx + \int_{\partial\Omega} \vec{T} \cdot \vec{v} ds. \quad (7.5)$$

Дане рівняння є базовим для вирішення задачі знаходження експлуатаційних параметрів конструкцій, що працюють в умовах тертя.

Завдання будемо розглядати в двовимірній постановці.

Як об'єкт дослідження розглянемо двовимірне прямокутне тіло з функціонально-градієнтними властивостями по глибині, яке лежить на жорсткій основі. В області контактної взаємодії задамо параболічний розподіл нормальної складової навантаження, зв'язок між нормальною і дотичною складовою вектора навантаження підпорядковується закону Кулона:

$$T_2(x) = \beta(x) T_1(x), \quad (7.6)$$

де $T_1(x)$ - нормальна складова вектора навантаження, $T_2(x)$ - дотична складова вектора навантаження, $\beta(x)$ - коефіцієнт тертя (рис. 7.8).

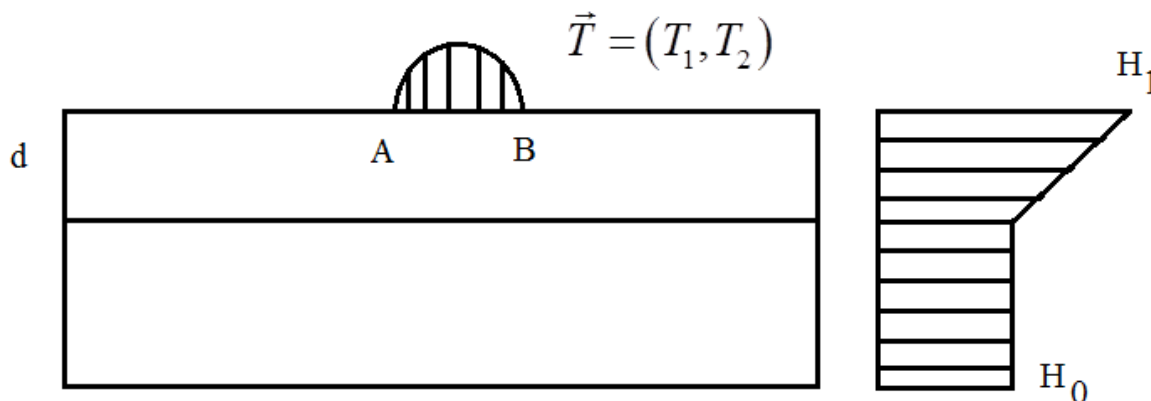


Рис. 7.8. Об'єкт дослідження: АВ - пляма контакту (області контактної взаємодії), $\vec{T} = (T_1, T_2)$ - вектор навантаження, d - товщина зони зміцнення, H_1 - значення мікротвердості на поверхні, H_0 - значення мікротвердості в глибині матеріалу.

В якості базової характеристики розподілу механічних властивостей матеріалу приймемо величину мікротвердості, яка характеризує відгук елемента локального об'єму із заданим структурно-енергетичним станом на зовнішні впливи.

Було встановлено, що безпосередньо на поверхні бандажа локомотивного колеса в результаті плазмового зміцнення мікротвердість по Вікерсом становить $H_1 = 3900$ МПа, вихідна мікротвердість - $H_0 = 2600$ МПа, яка виявляється на глибині $d = 2$ мм від поверхні, величину вихідної силового навантаження взяли рівній $10 \cdot 10^4$ Н, а коефіцієнт тертя - 0.25.

В результаті, за допомогою пакета Fenics було встановлено наступний розподіл напружень в досліджуваному фрагменті конструкції.

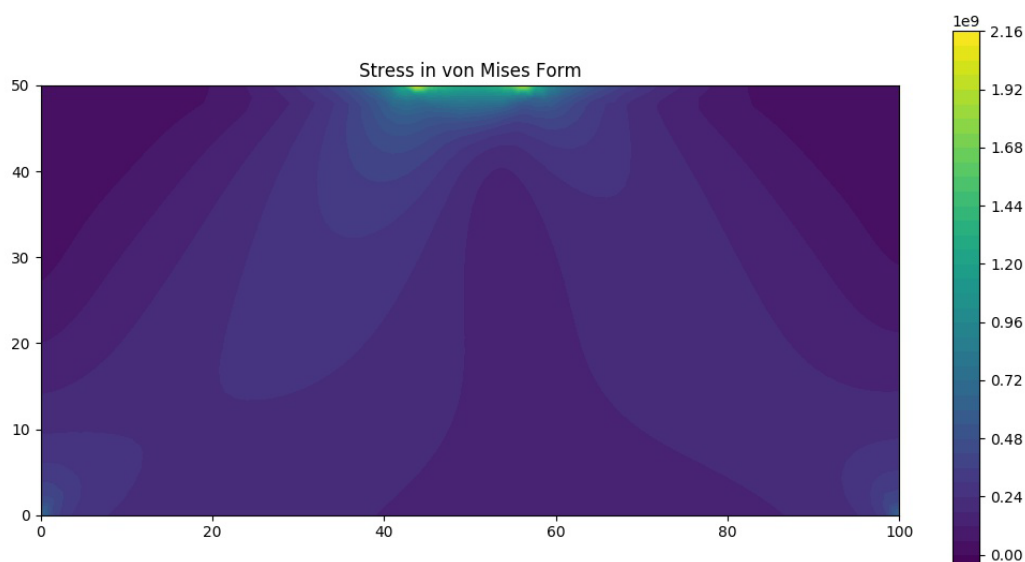


Рис. 7.9. Розподіл напружень в формі Мізеса в досліджуваній конструкції.

Оскільки напружений стан однозначно не визначає показники міцності об'єкта, як характеристики його експлуатаційних властивостей, приймемо знеміцнення конструкції згідно співвідношення (7.2).

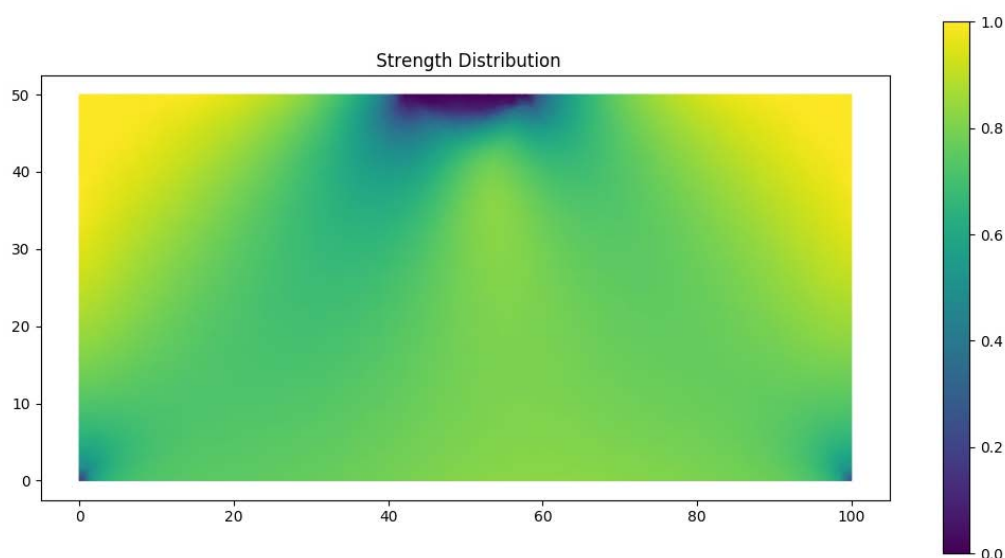


Рис. 7.10. Розподіл величини знеміцнення в тілі.

Важливим при дослідженні роботи конструкції є її оптимізація при різних передбачуваних умовах експлуатації, тобто знаходження таких розподілів напружено-деформованого стану, при яких забезпечується її оптимальне функціонування.

В якості критерію оптимізації виберемо функціонал (7.2), а під керуючому параметром будемо розглядати товщину зміцненого шару d .

Значення розміру області контакту АВ приймемо рівної 13 мм, величину навантаження - від $10 \cdot 10^4$ Н до $15 \cdot 10^4$ Н, а значення коефіцієнта тертя - від 0.06 до 0.5. Відзначимо, що вище вказані значення були прийняті як відповідні реальній трибологічній системі колесо-рейка.

Величину d змінюватимемо від 0 до 10 мм.

В результаті отримаємо наступну залежність максимальної зони знеміцнення від параметра d (Рис. 7.11, 7.12, 7.13) для різних величин нормального навантаження і коефіцієнта тертя.

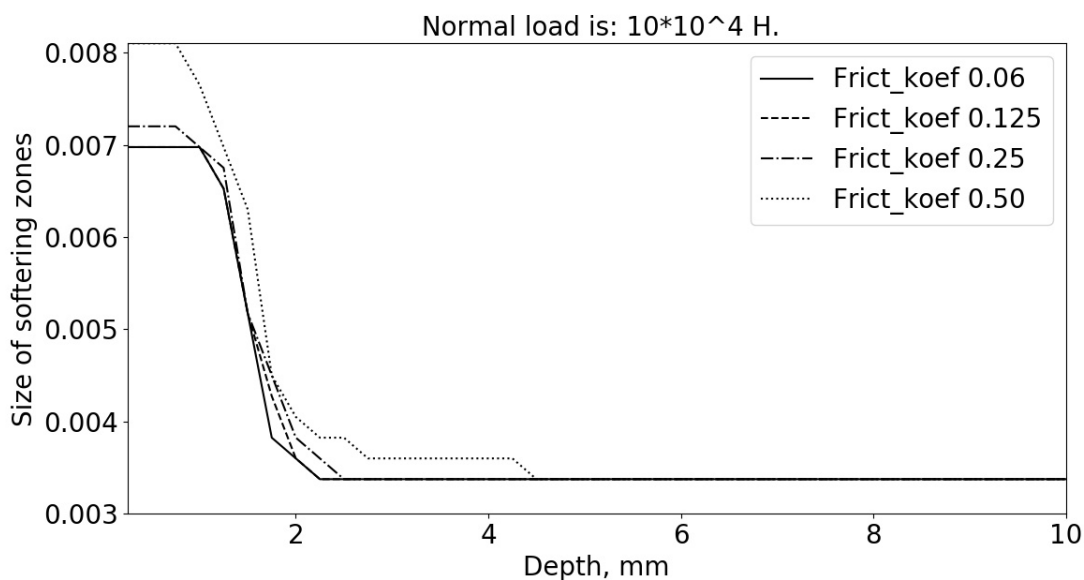


Рис. 7.11. Значення величини зони знеміцнення для нормального навантаження $10 \cdot 10^4$ Н.

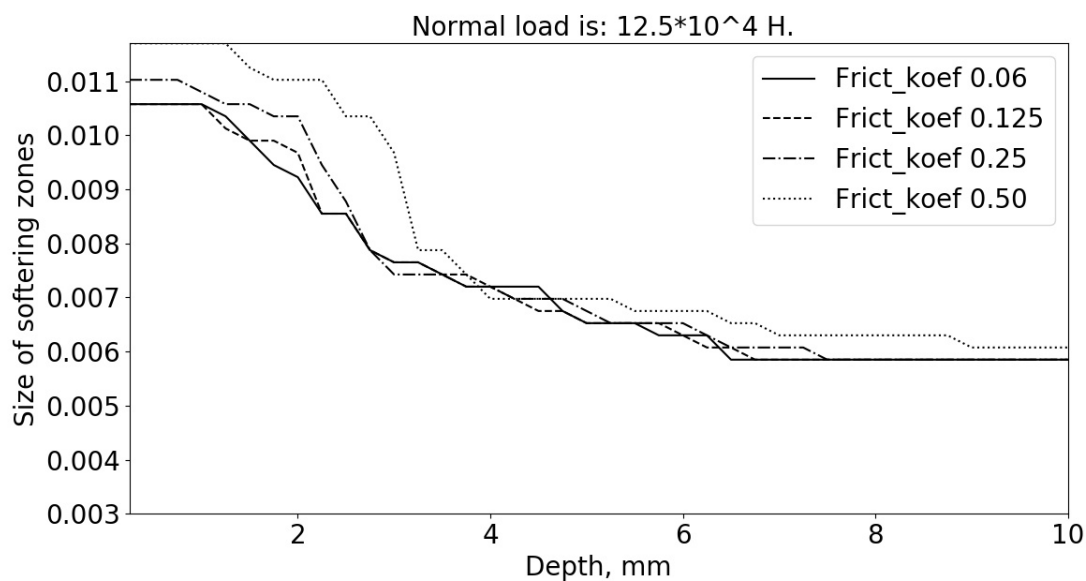


Рис. 7.12. Значення величини зони знеміцнення для нормального навантаження $12.5 \cdot 10^4$ Н.

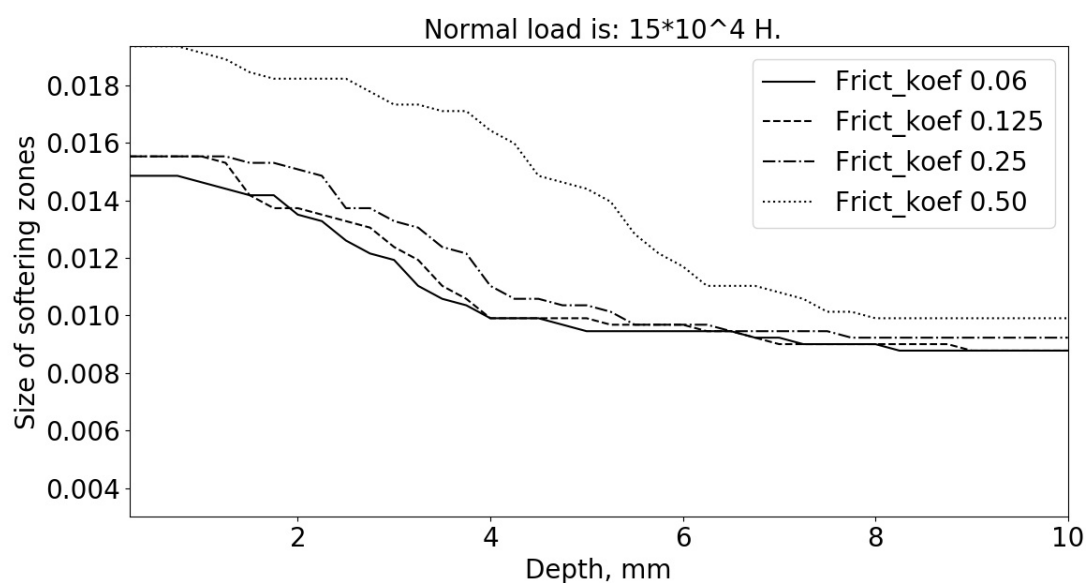


Рис. 7.13. Значення величини зони знеміцнення для нормального навантаження $15 \cdot 10^4$ Н.

Як видно з наведених розрахунків, існує граничне значення величини зміцненого шару d^* , при досягненні якого, параметр знеміцнення істотно не зменшується.

Так при експлуатаційному навантаженні в $10 \cdot 10^4$ Н в залежності від коефіцієнта тертя параметр d^* буде в інтервалі від 1.8 до 2.3 мм, при навантаженні $12.5 \cdot 10^4$ Н - в інтервалі від 2.8 до 3.3 мм, а при $15 \cdot 10^4$ Н - від

3.8 до 4.5 мм. Подальше зміцнення буде недоцільним, оскільки при тих же параметрах експлуатаційної міцності збільшується втрата енергії на технологічний процес поверхневої обробки.

Також спостерігається збільшення параметра знеміцнення при зростанні коефіцієнта тертя, що вказує на зміну параметрів міцності коліс в залежності від особливостей процесів, що відбуваються у фрикційному контакті.

Розроблений підхід дозволяє проводити вибір режимів плазмового зміцнення для управління експлуатаційними параметрами колісних пар з метою забезпечення їх міцності і довговічності.

7.2. Підвищення конструкційної міцності нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання управлінням параметрами великокутових поверхонь поділу зерен.

Використання технології термітного зварювання на сучасному етапі пов'язано із розвитком швидкісного залізничного транспорту, будівництвом безстикової колії, потребою в усуненні болтових стикових з'єднань в стрілочних переводах. Використання контактного зварювання в цих випадках не є можливим в зв'язку із необхідністю проводити переміщення рейок в процесі їх зварювання. Збільшення частоти використання термітного зварювання пов'язано також із тим, що взамін рейок стандартної довжини з стиками і накладками вкладають безстиковий шлях і термітне зварювання використовують при отриманні довгомірних рейкових плітей безпосередньо в колії.

Основною перевагою метода термітного зварювання є висока мобільність, відсутність потреби в спеціальних джерелах енергопостачання.

Слід відмітити, що дослідження рейкових стиків отриманих різними методами, вказують на високу частку пошкоджень в стиках, які отримані термітним зварюванням.

Це пов'язано із значною чутливістю технологічного процесу до відхилень від оптимальних режимів, які можуть викликати неоднорідності металу шва, що сприяють зародженню дефектів, частіше ніж при інших методах зварювання.

Дефекти, які виявляються в рейкових стиках, поділяються на два типи: поперечні тріщини, що зустрічаються в головці, шийці і підшві рейки, горизонтальні тріщини в шийці рейки. Для термітного зварювання характерним є виникнення поперечних тріщин в підшві рейки. Такі тріщини в головці рейки зустрічаються рідко.

На рис. 7.13 представлені результати досліджень видів пошкодження нероз'ємних з'єднань, які отримані методом термітного зварювання [410, 411].

Поява поперечних тріщин в підшві обумовлені неповним проплавленням металу шва і рейок, що зварюються, і протягненням вздовж осі внаслідок зміцнення рейок в стикі при затвердінні металу. Іншими причинами, які викликають поперечні тріщини, є пористість металу шва і концентрація дефектів за рахунок надлишкового посилення підшви рейки.

Проводили вивчення мікроструктури, неметалічних включень в зоні нероз'ємного з'єднання рейок Р65, отриманого за стандартною технологією термітного зварювання. В зоні зварювання хімічний склад сплаву був наступний - вміст вуглецю 0.30%, марганцю 0.22%, кремнію 0.89%, хрому 0.90%.

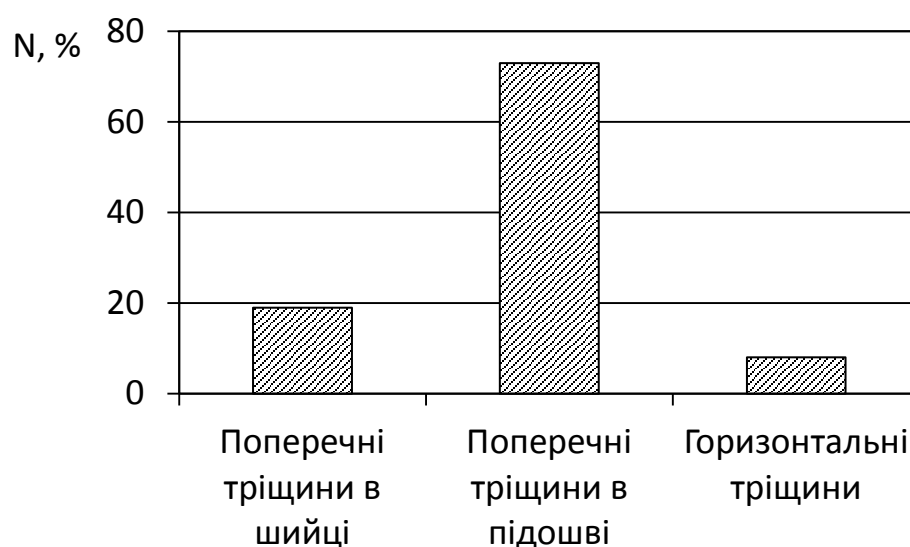


Рис. 7.13. Частота випадків появи дефектів різних видів у швах, отриманих термітним зварюванням [411].

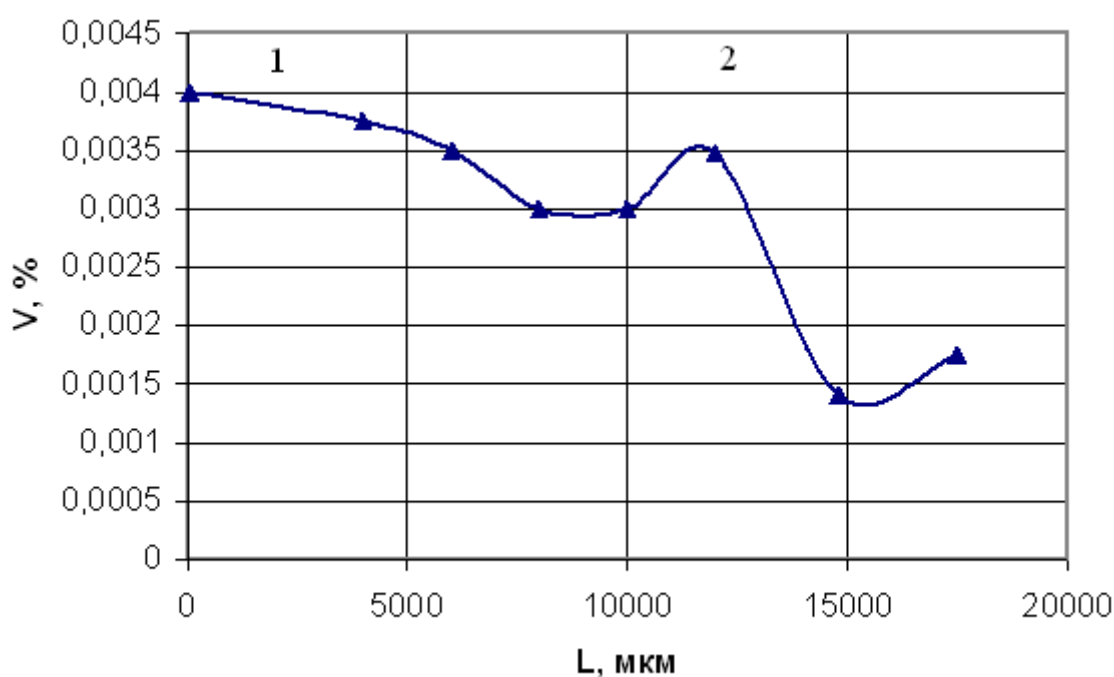


Рис. 7.14. Вміст неметалічних включень (V , %) на бічній поверхні головки рейки в зоні термітного зварювання: 1 – центральна частина нероз'єднаного з'єднання; 2 – область сплавлення з основним металом.

Дослідження показали, що ступінь забрудненості неметалевиими включеннями є різною як за висотою, так і за довжиною зварного шва.

В головці рейки найбільша забрудненість включеннями спостерігається в центральній частині зони зварювання, а при переході до

зони сплавлення з основним металом забрудненість включеннями стає меншою (рис. 7.14).

Слід відмітити, що в зоні сплавлення основного і наплавленого металу зростає кількість включень більшого розміру (рис. 7.15).

В шийці рейки вміст неметалічних включень є більшим ніж у головці. Причому кількість включень зростає в зоні, яка розташована біля підшови рейки (рис. 7.16).

У зоні сплавлення з основним металом спостерігаються включення більшого розміру (рис. 7.17). Найбільша ступінь забрудненості спостерігається у підшві рейки. Слід відмітити, що забрудненість в підшві майже в два рази вища ніж забрудненість в головці рейки (рис. 7.18).

В підшві нероз'ємного з'єднання зростає кількість включень розміром понад 20 мкм (рис. 7.19).

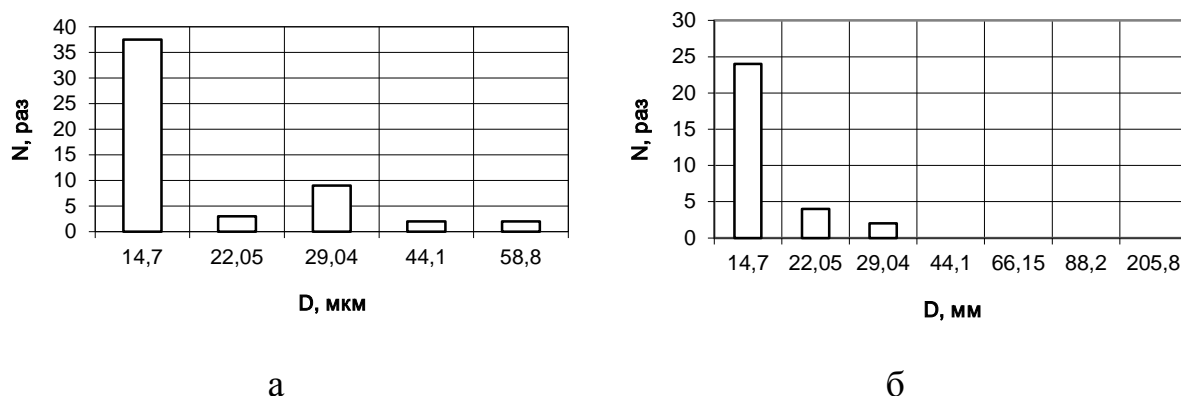
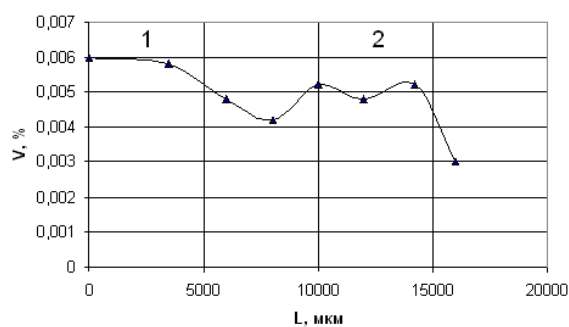
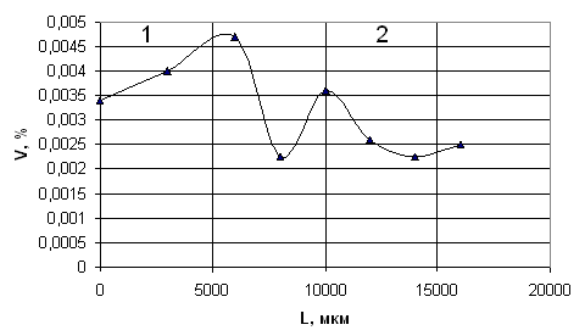


Рис. 7.15. – Частота випадків появи включень певного діаметру (D) на бічній поверхні головки рейки в центральній частині з'єднання (а) і в області сплавлення з основним металом (б).

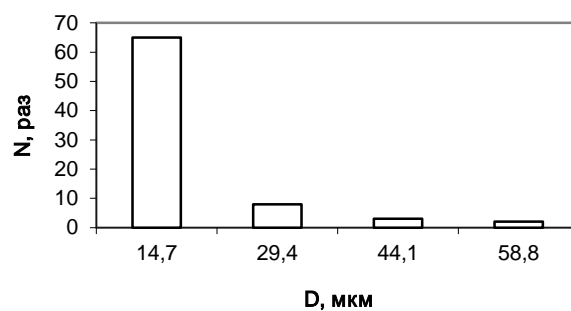
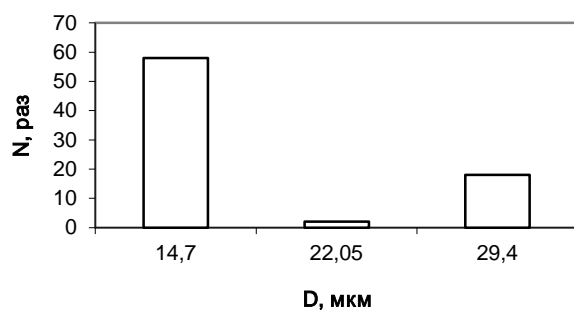


а

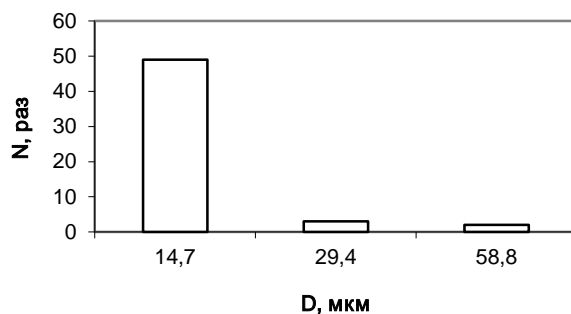
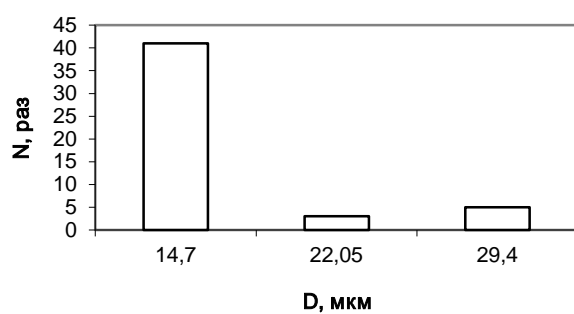


б

Рис. 7.16. – Вміст неметалічних включень в шийці біля головки (а) і біля підшви рейки (б): 1 – центральна частина з'єднання; 2 – область сплавлення з основним металом.



а



1

2

б

Рис. 7.17. – Частота випадків (N) появи включень певного діаметру (D) в шийці рейки біля головки (а) і біля підшви (б): 1 – центральна частина з'єднання; 2 – зона сплавлення з основним металом.

Більшість включень відноситься до глобулярних оксидів, в окремих ділянках зустрічаються і складні оксісульфіди. В підшві нероз'ємного з'єднання їх частка є більшою.

Температурно-часові умови кристалізації при термітному зварюванні мають суттєвий вплив на формування структури. Термітна сталь, з якої отримували з'єднання, відноситься до доєвтектоїдних сталей.

Температурний інтервал переходу від рідкого стану до температури евтектоїдних перетворень сплав проходить на протязі трьох хвилин, тобто процес кристалізації відбувається в нерівноважних умовах.

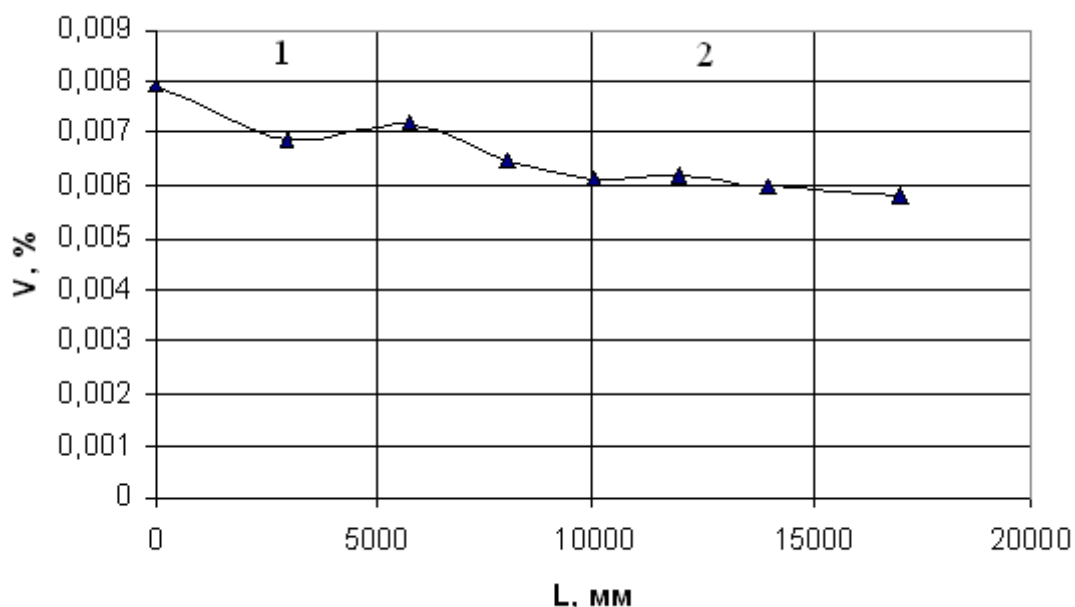


Рис. 7.18. – Вміст неметалічних включень в підшві рейки: 1 – центральна частина з'єднання; 2 – зона сплавлення з основним металом.

Згідно діаграми стану $Fe-Fe_3C$ нижче температури ліквідус у сплавi з 0.30% C утворюється δ - ферит і рідина насичується вуглецем за рахунок його витіснення кристалами δ - фериту, що ростуть. Подальше зниження температури приводить до твердіння об'ємів сплаву з більшим і меншим вмістом вуглецю за різними механізмами. Зони сплаву збіднені вуглецем кристалізуються із проходженням перитектичного перетворення, а мікрооб'єми, що містять більше вуглецю без перитектичного перетворення. Малий час перебування сплаву при температурі утворення

аустеніту обмежує можливість вирівнювання його хімічного складу за вуглецем. В результаті після повного охолодження утворюється мікроструктура, характерною ознакою якої є ділянки з більшим і меншим вмістом вуглецю (рис. 7.20...7.22).

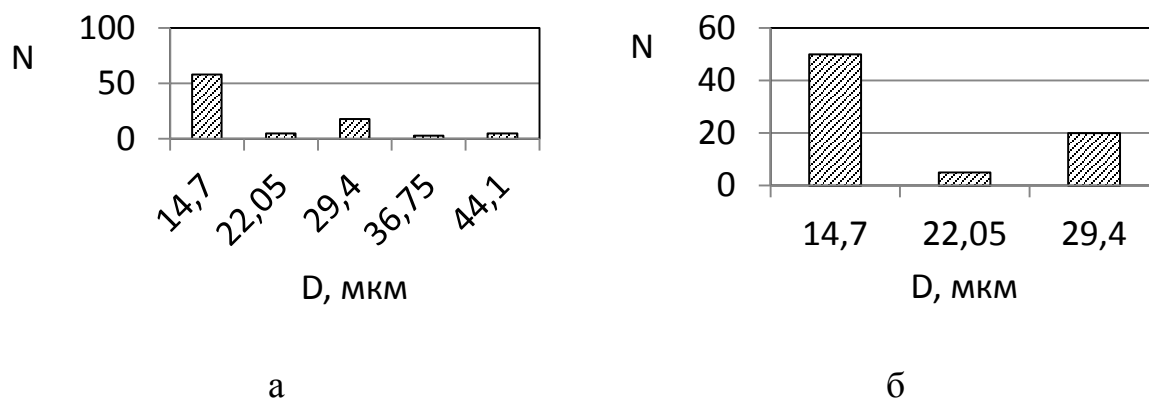


Рис. 7.19. – Частота випадків (N) появи включень певного діаметру (D) в підшві рейки: а – центральна зона з'єднання; б – зона сплавлення з основним металом.

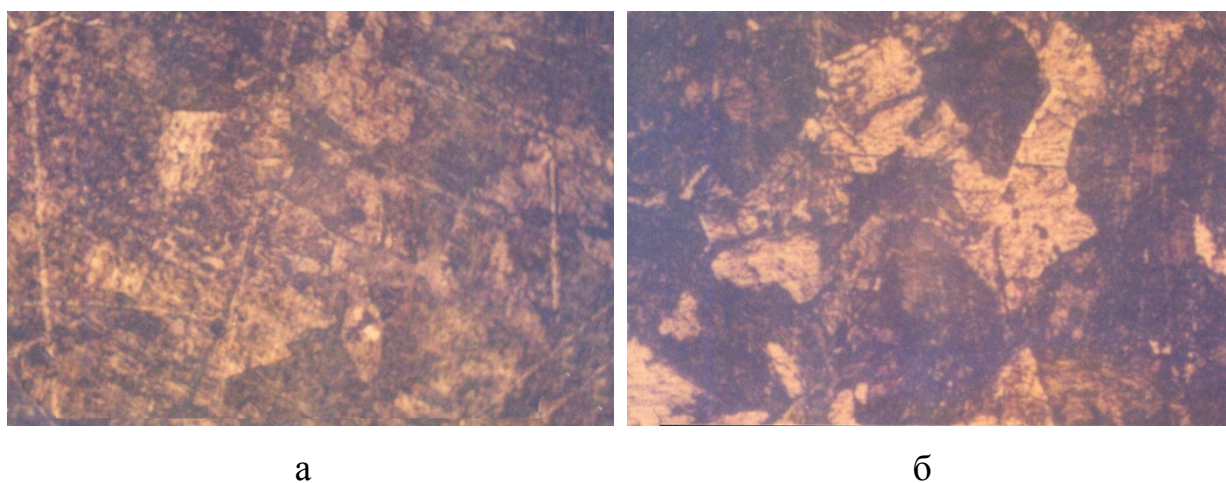
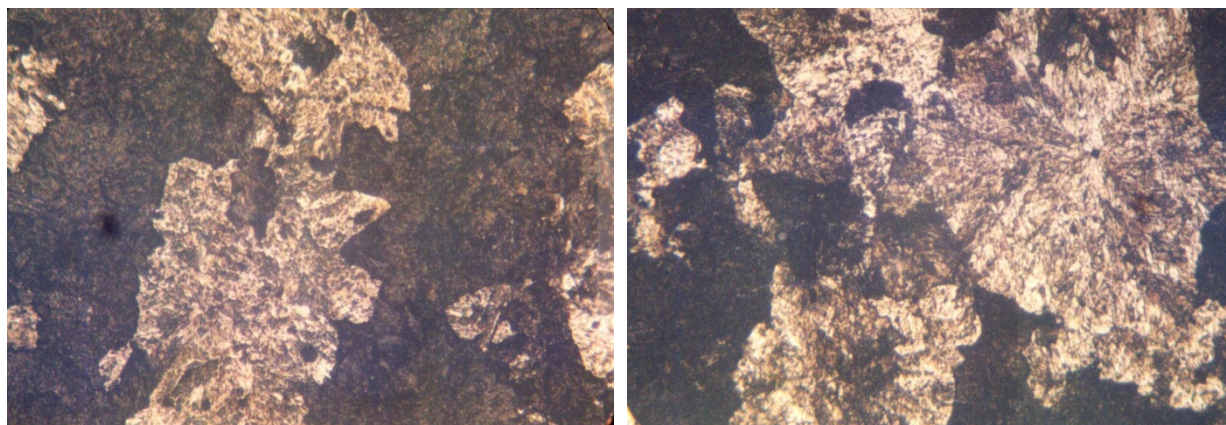


Рис. 7.20. – Мікроструктура центральної частини зони термітного зварювання рейок: а – поверхня кочення; б – бічна поверхня головки (x280).



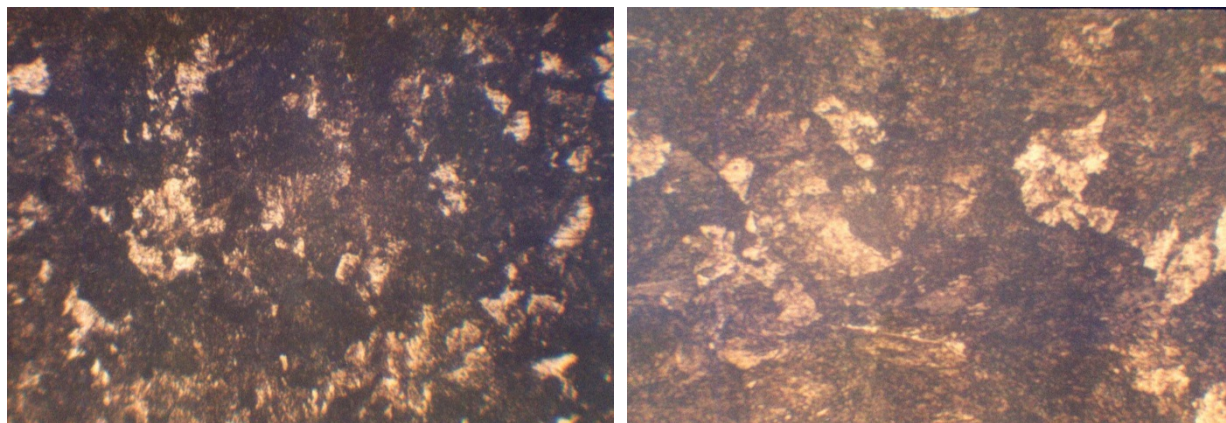
а

б

Рис. 7.21. – Мікроструктура центральної частини зони термітного зварювання рейок: а – шийка внизу головки; б – підшва (х280).

У зоні кристалізації головки рейки розмір ділянок менший ніж в зоні кристалізації шийки. При збільшеному тепловідведенні в зоні підшви розмір ділянок збіднених вуглецем є ще більшим.

Зростання величини переохолодження біля основного металу подрібнює розмір ділянок збіднених вуглецем, але не змінює їх загальну кількість як в зоні головки так і в зоні сплавлення в підшві (рис. 7.22).



а

б

Рис. 7.22. – Мікроструктура нероз'ємного з'єднання біля основного металу: а – бічна поверхня головки; б – шийка (х280).

Кількість фериту і перліту в нероз'ємному з'єднанні, яка визначена методом січних, залежить від умов кристалізації. Найбільше перліту знаходяться у верхній частині головки рейки, а найменше - у нижній частині підшви рейки. Щодо фериту, то найбільше його маємо в нижній

частині підшви рейки (рис. 7.21), а найменше – у верхній частині шийки рейки.

Умови охолодження і фазові перетворення суттєво впливають на розмірні характеристики структурних складових в різних частинах нероз'ємного з'єднання. Найменший розмір ділянок і перліту спостерігається у верхній частині головки нероз'ємного з'єднання. В нижній частині головки він дещо збільшується. При переході до шийки рейки розмір ділянок фериту також зростає. Слід зазначити, що в нижній частині шийки розмір ділянок фериту більший від розміру ділянок перліту. При переході до низу підшви рейки різниця в розмірах ділянок фериту і перліту ще більше зростає (табл. 7.4).

Таблиця 7.4

Розмірні характеристики фериту та перліту в центральній частині нероз'ємного з'єднання рейок.

| № п/п | Місце вирізки шліфа | Середній розмір зерна, мкм | |
|----------|---------------------|----------------------------|----------|
| | | Ферит | Перліт |
| 1 | Верх головки | 76,1649 | 129,0323 |
| 2 | Низ головки | 120,9677 | 153,2258 |
| 3 | Верх шийки | 169,3548 | 177,4194 |
| 4 | Низ шийки | 193,5484 | 185,4839 |
| 5 | Низ підшви | 217,7419 | 185,4839 |

Значну роль в поведінці литого металу зварних з'єднань при дії зовнішніх навантажень відіграє енергія потрійних стиків поверхонь поділу зерен.

Ця енергія залежить від вільного об'єму в потрійних стиках зерен, який утворюється внаслідок ізоляції рідкої фази при зустрічі трьох фронтів кристалізації.

Концентрацію вакансій при ізоляції вільного об'єму під час кристалізації розраховують за формулою:

$$C_v = \gamma \left(1 - \frac{\rho_p}{\rho_{TB}} \right), \quad (7.7)$$

де γ - частка рідкої фази в момент зустрічі фронтів кристалізації, ρ_p , ρ_{TB} - густина рідкої і твердої фаз.

Проведено розрахунок вільного об'єму в потрійних стиках зерен фериту і аустеніту. Для значень густини рідкої термітної сталі ρ_p – 7,526 г/см³, фериту ρ_ϕ – 7,87 г/см³, аустеніту при високих температурах ρ_A – 7,69 г/см³ [413, 414, 415].

Значення γ для зустрічі трьох фронтів 0,154. Тоді для потрійних стиків у фериті $C_{v\phi} = 0,044\gamma$, а в аустеніті $C_{vA} = 0,022\gamma$. Тобто $C_{v\phi} > C_{vA}$, вільний об'єм в потрійних стиках зерен у фериті більший, ніж в аустеніті, що вказує на можливість переважного зародження пошкоджень при навантаженнях у фериті.

Енергія, яка витрачається на утворення міжзеренних пошкоджень залежить від поверхневої і зернограничної енергій і описується формулою (2.18) (див. розділ 2). Поверхня поділу між різними фазами має вільну енергію завжди меншу, ніж поверхня розділу між зернами кожної з цих фаз. Тобто енергія границь між зернами перліт-перліт є нижчою ніж між зернами ферит-ферит.

В зв'язку із цим особливу увагу приділяли аналізу співвідношень енергій границь зерен у фериті.

Результати досліджень кутів між границями у потрійних стиках фериту в різних зонах центральної частини термітного з'єднання показані на рис. 7.23 і в табл. 7.5.

Таблиця 7.5

Частка кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен фериту в різних зонах центральної частини нероз'ємного з'єднання рейок після термітного зварювання

| Місце вирізки зразка | Частка в загальній кількості заміряних кутів, % | | | | | | |
|----------------------------|---|----------|-----------|------------|------------|------------|------------|
| | 40°..60° | 61°..80° | 81°..100° | 101°..120° | 121°..140° | 141°..160° | 161°..180° |
| Головка | 0,00 | 3,33 | 16,67 | 26,67 | 40,00 | 13,33 | 0,00 |
| Шийка | 0,00 | 3,33 | 16,67 | 26,67 | 43,33 | 6,67 | 3,33 |
| Підошва | 6,67 | 3,33 | 20,00 | 26,67 | 6,67 | 26,67 | 10,00 |

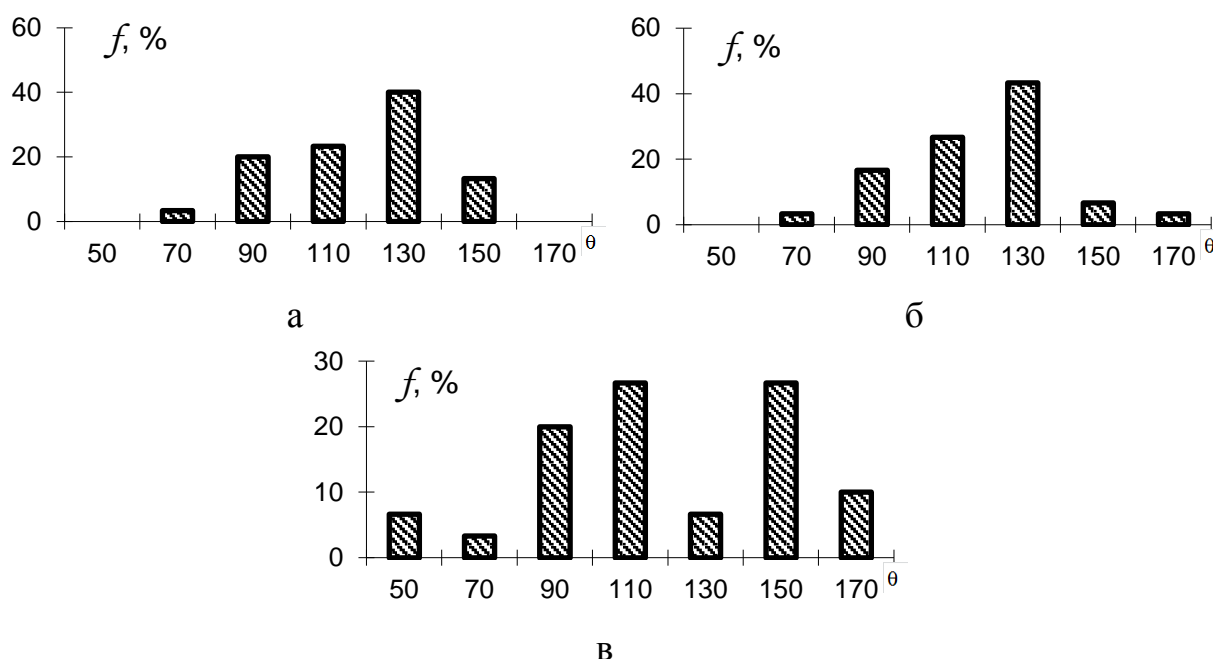


Рис. 7.23. Гістограми розподілу плоских кутів між поверхнями поділу в потрійних стиках зерен фериту в різних зонах центральної частини нероз'ємного з'єднання рейок після термітного зварювання: а – головки, б – шийки, в – підошва.

В досліджених зразках співвідношення між кутами, що утворені границями в потрійних стиках зерен фериту суттєво відрізняється. В головці рейки (рис. 7.23 а) розподіл поверхонь поділу зерен за енергіями є однорідним. При переході від головки через шийку до підошви рейки зростає частка поверхонь поділу зерен з більшою величиною енергії (рис. 7.23 б, в).

Дослідження твердості зони термітного з'єднання показали, що твердість зони термітного сплавлення до центральної частини зменшується (рис. 7.24 – 7.25).

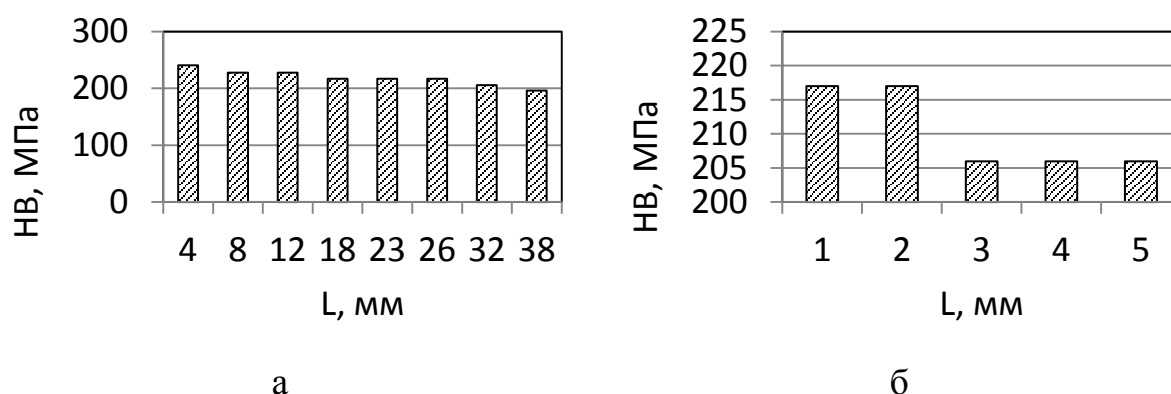


Рис. 7.24. Розподіл твердості в головці рейки в напрямку від зони сплавлення до центральної частини з'єднання: а – поверхня кочення; б – бічна поверхня.

Причому зменшення твердості по поверхні кочення відбувається в меншій мірі ніж по бічній поверхні. Розподіл твердості в шийці біля головки є аналогічним з розподілом твердості по поверхні кочення. Найбільша зміна твердості по довжині спостерігається в шийці біля підшви рейки, а також у підшві. Зміна твердості в окремих ділянках зони термітного зварювання (рис. 7.24, 7.25) знаходяться в кореляції із розподілом в структурі ділянок збіднених і збагачених вуглецем, що формуються за рахунок різної швидкості охолодження головки шийки і підшви зварного з'єднання (рис. 7.20, 7.21).

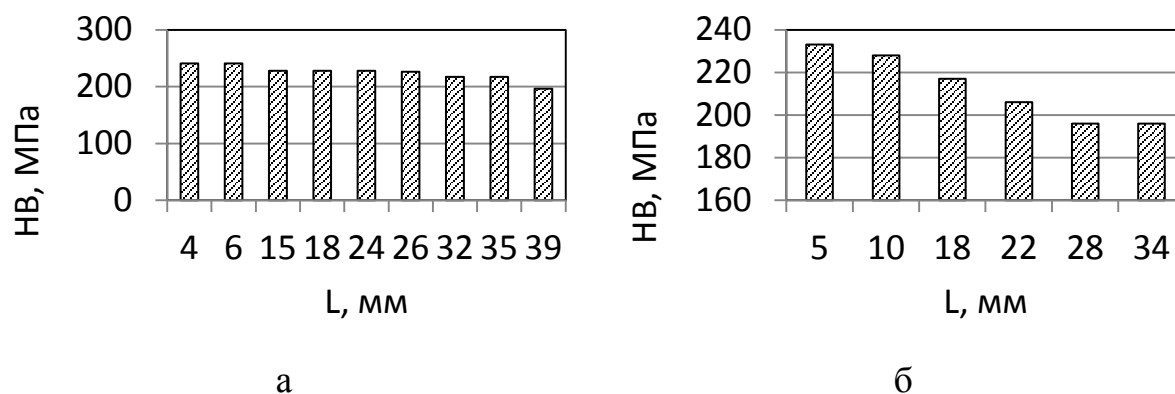


Рис. 7.25. Розподіл твердості в шийці рейки в напрямку від зони сплавлення до центральної частини з'єднання: а – шийка біля головки; б – шийка біля підшви.

Дослідження зносотривкості по методу "диск-колодка" показали, що зміна структури суттєво впливає на інтенсивність зношування термітної сталі. Випробовували зразки після ручної механічної обробки, їх твердість складала 196 МПа. Найменша інтенсивність зношування спостерігається на зразках отриманих з верхньої частини головки нероз'ємного з'єднання (табл. 7.6). Найбільше зношування спостерігається на зразках отриманих з підшви з'єднання. При переході від головки до шийки інтенсивність зношування зростає. Найвищу зносотривкість зафіксовано в головці рейки.

Інтенсивність зношування нижньої частини головки рейкового з'єднання є вища. Отримані результати корелюють із зміною кількісних параметрів мікроструктури. Так, найвища зносотривкість в головці з'єднання обумовлена наявністю в структурі 60...67% перліту (рис. 7.20), причому розмір перлітних ділянок є меншим і складає 129 мкм (табл. 7.4). Підвищення зношування в нижній частині підшви рейки пов'язано як із меншою кількістю перліту так із більшим розміром зерен фериту.

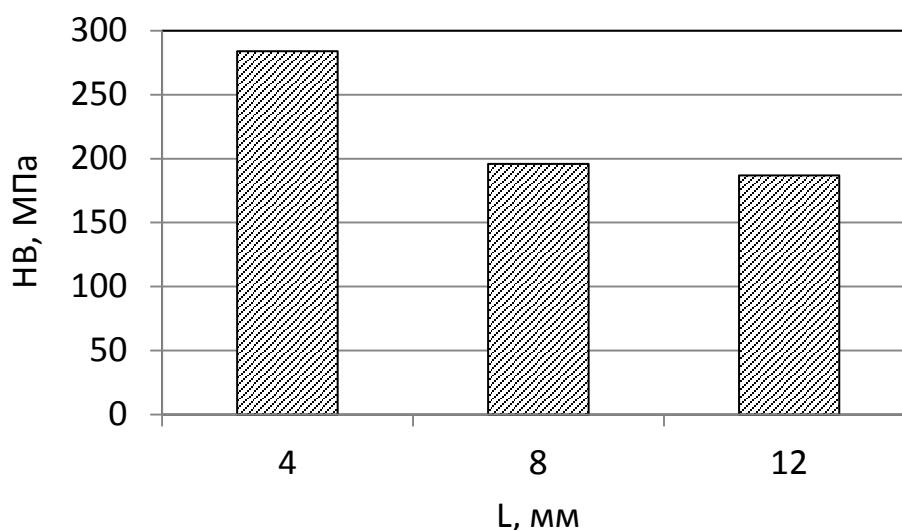


Рис. 7.26. Розподіл твердості в підшві рейки в напрямку від зони сплавлення до центральної частини з'єднання.

Зміна інтенсивності зношування в значній мірі пов'язана із впливом енергетичних характеристик великокутових границь зерен і стиків на утворення розсіяних і локалізованих пошкоджень при терті. Згідно співвідношення (2.18) затрати енергії на утворення міжзеренних

пошкоджень є найменшими на границях і стиках, у яких значення енергій наближається до поверхневої.

Таблиця 7.6

Інтенсивність зношування зразків зони термітного зварювання рейки

| Місце вирізки зразка в зоні термітного зварювання | Втрата маси, 10^{-3} кг |
|---|---------------------------|
| Верх головки | 0,0041 |
| Верх шийки | 0,0046 |
| Низ шийки | 0,0055 |
| Підошва | 0,0064 |

Наявність стиків з кутами між границями $160^{\circ}\dots 180^{\circ}$ вказує на відсутність термодинамічної рівноваги в стику і суттєву різницю енергій границь, що його формують (див. розділ 3.1.2). В таких стиках границі зерен, що розміщені напроти гострих кутів мають найбільше значення зернограничної енергії і здатність до утворення міжзеренних пошкоджень. Результати досліджень (табл. 7.5) показали найбільшу частку кутів, напроти яких границі мають високе значення енергії в підошві зони термітного зварювання рейки. Тобто мікроструктура цієї зони характеризується найменшим опором до утворення розсіяних міжзеренних пошкоджень і зношування (рис. 7.27) як при зовнішніх силових навантаженнях, так і при дії термічних напружень під час зварювання і супроводжуючих процесах. В зв'язку із цим для підошв нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання є характерним поява дефектів у вигляді поперечних тріщин (рис. 7.13).

Суттєвий вплив на утворення таких дефектів має вища забрудненість підошви рейки неметалевими включеннями – оксидами алюмінію (рис. 7.18). Розрахунок термічних напружень на границі включення глинозему – сталь 27ГЛ показав, що їх значення складає 232.5 МПа. Причому напруження зростають із збільшенням розміру включень. При

випробовуванні на згин нероз'ємного з'єднання тріщини утворюються біля великих оксидів або їх груп. Таким чином утворенню розсіяних пошкоджень сприяє наявність потрійних стиків, що формуються границями зерен з великою різницею енергій. Перехід від розсіяних пошкоджень до локалізованих тріщин і їх поширення в пошкоджену середовищі відбувається від неметалічних включень – оксидів.

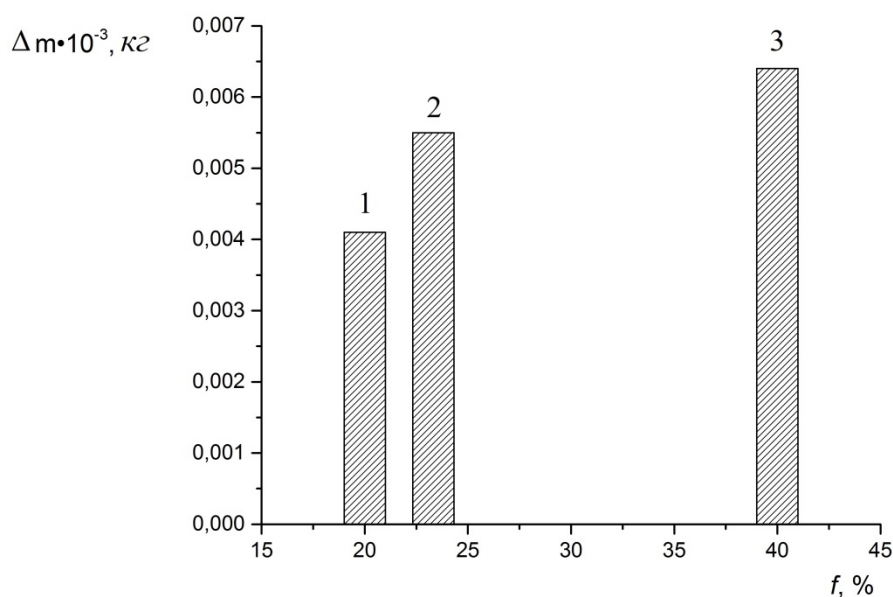


Рис. 7.27. Залежність втрати маси при зношуванні від частки потрійних стиків з високим градієнтом енергії поверхонь поділу зерен в різних зонах нероз'ємного з'єднання після термітного зварювання: 1 – головка, 2 – шийки, 3 – підшва.

7.3. Висновки по сьомому розділу.

1. Моделі, що описують зв'язок в'язкості руйнування в залежності від мікроструктури містять в собі недостатньо обґрунтовані фізичні параметри, що ускладнює вивчення фундаментальних закономірностей деструкції матеріалу на мезоскопічному рівні. Формування неоднорідностей структури при технологічних обробках вимагає вивчення впливу структурно-енергетичного стану границь і

потрійних стиків зерен на процеси зародження і розвиток тріщин при дії зовнішніх навантажень.

2. Після плазмового зміцнення в поверхневому шарі бандажа колеса локомотивів формується градієнтна структура, властивості якої суттєво відрізняються в різних зонах. Поверхневий шар бандажа має більш високі значення твердості і мікротвердості, але його інтенсивність зношування є в чотири рази більшою ніж шару, що розташований на глибині 1,5 мм.

3. Локальні зони поверхневого зміцнення, що містять великокутові границі з близькими значеннями зернограничної енергії характеризуються більш високим опором до утворення розсіяних пошкоджень, мікроскопічних тріщин і зношування. Зародження тріщин після плазмового зміцнення відбувається в зонах, де присутні границі, в яких зерногранична енергія наближається до поверхневої енергії утворення тріщини.

4. Показано, що в залежності від умов роботи локомотива слід підбирати оптимальну товщину зміцненого шару бандажів. Так для навантажень до $10 \cdot 10^4$ Н - їх слід зміцнювати на товщину гребеня 1.8 .. 2.3 мм, при середніх величинах навантажень $12.5 \cdot 10^4$ Н - на 2.8..3.3 мм, а при $15 \cdot 10^4$ Н і більше - на 3.8..4.5 мм. При цьому зростання коефіцієнта тертя в зоні контактної взаємодії від 0.06 до 0.5 не вимагає істотної зміни товщини зміцненого шару. Зміцнення бандажів коліс локомотивів на товщину понад 4.5 мм не доцільно, оскільки при тих же параметрах експлуатаційної міцності збільшуються енерговитрати на технологічний процес.

5. Дослідження нероз'ємних з'єднань рейок Р65 після термітного зварювання показали розвиток значної структурної неоднорідності в зоні литого металу, присутність ділянок, що містять до 0,1% С і ділянок з вмістом вуглецю понад 0,65%. Із збільшенням швидкості тепловідведення

під час кристалізації окремих об'ємів з'єднання розмір ділянок фериту і перліту стає меншим.

6. Встановлена відсутність прямої залежності зносотривкості від твердості зразків вирізаних із різних зон термітного зварювання. Підвищення опору зношуванню виявлено при наявності в структурі 52...62% перліту, ділянки якого мають мінімальний розмір.

7. Утворення поперечних тріщин в підшвах нероз'ємного з'єднання рейок в значній мірі пов'язано із впливом енергетичних характеристик великокутових границь зерен і стиків на формування розсіяних і локалізованих пошкоджень при зварюванні і контактній взаємодії. Наявність границь в потрійних стиках зерен з великою різницею енергій сприяє переходу від розсіяних до локалізованих поперечних тріщин і їх поширенню в пошкодженому середовищі нижньої частини нероз'ємного з'єднання рейки при термітному зварюванні.

Розділ базується на результатах робіт [259, 260, 349, 366, 385, 412, 416, 417, 418].

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В роботі вирішена важлива науково-технічна проблема ефективного підвищення експлуатаційної надійності виробів на основі розробленої методології з вибору раціональних режимів технологічних обробок. Використання моделювання при отриманні оптимального структурно-енергетичного стану поверхонь поділу забезпечило формування мікроструктури елементів конструкцій, яка максимально відповідає умовам їх експлуатації. При цьому отримані наступні результати та висновки:

1. Вперше запропонована нова концепція оптимізації технологічних процесів отримання виробів з підвищеною експлуатаційною надійністю управлінням структурно-енергетичним станом поверхонь поділу. Важливою ланкою запропонованої концепції підвищення опору інтеркристалітному руйнуванню деталей при технологічних обробках є градієнт енергії в локальних об'ємах, що утворені поверхнями поділу структурних складових. Збільшення опору утворенню міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітних тріщин за рахунок термічної обробки, легування і мікролегування досягається у випадку зниження частки потрійних стиків поверхонь поділу з високим градієнтом енергії.

2. Запропонована модель утворення міжзеренних пошкоджень при зовнішніх навантаженнях в залежності від енергії поверхонь поділу. Присутність в потрійних стиках поверхонь поділу структурних складових, які суттєво відрізняються за величиною енергії, сприяє утворенню міжзеренних пошкоджень і тріщин у виробках. Розсіяні пошкодження утворюються на поверхнях поділу між потрійними стиками зерен з високим градієнтом енергії. Ефективність моделі експериментально підтверджена при оптимізації технологій термічної обробки. Проведені дослідження дозволили на 48...53% підвищити опір зношуванню покращувальних економнолегованих сталей тільки за рахунок коректування технологічних режимів процесів гартування і відпуску в залежності від їх хімічного складу.

3. Побудована інваріантна модель структури сплавів, яка враховує кількісні характеристики елементів різного рівня ієрархії та їх зміни при дії зовнішніх навантажень. Для реалізації моделей на рівні числових оцінок створена методологія використання цифрових двійників структури

полікристалів, що отримані на основі матричного подання системної моделі з її наповненням кількісними характеристиками зерен та поверхонь їх поділу. Отримана модель дозволила визначити роль мікролегування, легування і термічної обробки у формуванні параметрів структурно-енергетичного стану поверхонь поділу, що визначають їх схильність до утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітного руйнування сплавів.

4. Вперше з використанням розроблених системних моделей, емпіричних зв'язків між параметрами структури і опором до міжзеренного руйнування сталей встановлені значення матричного параметру моделей, при яких досягається підвищення фізико-механічних властивостей сталей. Ступінь впливу різноякісних елементів структури на опір до утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування сплавів визначається структурно-енергетичним станом елементів більш високого рівня ієрархії – поверхонь поділу і стиків конгломератів, що утворені зернами різних розмірів.

5. Вперше експериментальними дослідженнями і реалізацією моделей на рівні числових оцінок показано:

- кристалізація сплавів в нерівноважних умовах приводить до зростання частки поверхонь поділу структурних складових із більшою величиною енергії, підвищує неоднорідність їх розподілу;
- покращення сприяє рівномірному розподілу поверхонь поділу за енергіями, а окрихчувальна обробка призводить до зростання статистичної ваги поверхонь поділу з її високим рівнем;
- наявність в структурі сплавів до 5% зерен, що відрізняються на три номери еталонної шкали, посилює схильність до відпускнуї крихкості з повним міжзеренним руйнуванням;
- присутність в структурі 10% зерен, що відрізняються на два номери призводить до появи половини міжзеренного руйнування в крихких зламах; найменша схильність до інтеркристалітного сколу виявляється в окрихчених зразках при відсутності різнозернистості.

6. Розроблено критерій оцінки сталей до інтеркристалітного сколювання. В залежності від його значення сталі розділяються на три групи – з малою, стабільною і катастрофічною схильністю до міжзеренного руйнування.

7. Виявлена присутність кремнію на потрійних стиках зерен, а також домішок на поверхнях поділу, яка призводить до утворення зон полегшеного зародження мікротріщин і їх поширення по поверхнях поділу із більшою величиною енергії. При наявності в сталях хрому і марганцю вирішальну роль в процесах міжзеренного руйнування відіграє утворення пошкоджень і тріщин на міжфазних поверхнях карбід – матриця. Вперше з використанням запропонованого критерія схильності до міжзеренного руйнування, показано що збільшення частки поверхонь поділу зерен з густиною карбідів понад $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-1}$ сприяє зміцненню порога холодноламкості в сторону високих температур, підвищенню кількості міжзеренного рельєфу в зломах.

8. Експлуатаційна надійність бандажів коліс локомотивів при формуванні градієнтної структури під час плазмового зміцнення гребенів суттєво залежить від енергетичних параметрів поверхонь поділу складових структури зони контактної взаємодії колесо-рейка. Зростання частки поверхонь поділу зі значною різницею в рівні зернограничної енергії зменшує зносотривкість локальних об'ємів зміцненого шару. При підвищенні однорідності розподілу поверхонь поділу зерен за енергіями ефективно зростає опір утворенню міжзеренних пошкоджень, стійкість до руйнування при контактній взаємодії.

9. Встановлено, що характеристики енергетичного стану поверхонь поділу мають суттєвий вплив на утворення дефектів при термітному зварюванні залізничних рейок. Утворення в потрійних стиках фериту поверхонь поділу із значною різницею енергій сприяє формуванню розсіяних міжзеренних пошкоджень, їх переходу до локалізованих поперечних тріщин, які поширюються в нероз'ємних з'єднаннях рейок під час зварювання. Управління параметрами поверхонь поділу зерен дає можливість запобігати утворенню дефектів при проведенні технологічних процесів зварювання.

10. З використанням розроблених у роботі підходів запропонована і перевірена методика розв'язання інженерно-практичних завдань формування структури покращувальних сталей, порошкових, литих, зміцнених і зварних виробів з підвищеним опором до утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітного руйнування. Розроблені технічні рішення захищені авторськими свідоцтвами і патентами.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Кайбышев О.А. Границы зерен и свойства металлов/ О.А. Кайбышев, Р.З. Валиев. – М.: Металлургия, 1987. – 214 с.
2. Орлов А.Н. Границы зерен в металлах/ Орлов А.Н., Перевезенцев В.К., Рыбин В.В. – М.: Металлургия, 1980. – 153 с.
3. Гаркунов Д.Н. Триботехника/ Гаркунов Д.Н. – М.: Машиностроение, 1989. – 327 с.
4. Крагельский И.В. Трение и износ/ Крагельский И.В. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
5. Белорусская научно-техническая программа «Триботехника» / Ю.М. Плескавский, В.Н. Савицкий, В.В. Кончиц [и др.]// Трение и износ. – 1995. – Т. 16, № 3. – С. 404-415.
6. Большаков В.И. Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин [и др.]// Збірник наукових праць «Теоретичні основи будівництва» Придніпровської державної академії будівництва та архітектури та Варшавського технічного університету. – Варшава: – 2007. – С. 72-79.
7. Effect of deformation and thermomechanical processing on grain boundary character distribution of alloy 825 tubes / Qing Zhao, Shuang Xia, Bangxin Zhou, Qin Bai [and others] // Acta Metallurgica Sinica. – 2015. – Vol. 51(12). – P. 1465-1471.
8. Straumal B.B. Temperature influence on the faceting of $\Sigma 3$ and $\Sigma 9$ grain boundaries in Cu/ B.B. Straumal, S.A. Polyakov, E.J. Mittemeijer // Scripta Materialia. – 2006. – № 54. – P. 167-172.
9. Effects of Strain and Annealing Processes on the Distribution of $\Sigma 3$ Boundaries in a Ni-based Superalloy / S. Xia, B.X. Zhou, W.J. Chen [and others] // Scripta Materialia. – 2006. – № 54. – P. 2019-2022.

10. Schmidt E.A. Study of Austenite Precipitate Growth in Duplex Stainless Steel. A Research Performance Evaluation/ E.A. Schmidt // Solid-Solid Phase Transformations in Inorganic Materials, 2005. – Phoenix, May 28-June 3, 2005. – 25 p.
11. Tan L. An Electron Backscattered Diffraction Study of Grain Boundary Engineered INCOLOY Alloy 800H/ L. Tan, T.R. Allen // Metallurgical and MATERIALS Transactions. – 2005. – V. 36(A). – P. 1921.
12. Watanabe T. An approach to grain-boundary design for strong and ductile polycrystals / T. Watanabe // Res. Mechanica. – 1984. – V. 11. – P. 47-84.
13. Watanabe T. The potential for grain boundary design in materials development / T. Watanabe // Materials Forum, – 1988. – № 11. – P. 284-303.
14. New models in grain boundary engineering of iron and ferritic steels / P. Lejček, P. Šedá, Yu Kinoshita [and others] // Metal-18.05. - 20.5.2010. – Rožnov pod Radhoštěm, Česká Republika, – 2010.
15. Shimada M. Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin induced grain boundary engineering / M. Shimada, H. Kokawa, Z.J. Wang [and others] // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 2331-2341.
16. Grain boundary character distributions and mechanical properties of 304 stainless steel / O.V. Mishin, V.Y. Gertsman, I.V. Alexandrov [and others] // Materials Science and Engineering. – 1996. – A 212. – P. 981-983.
17. Lehockey E.M. On the relationship between grain boundary connectivity, coincident site lattice boundaries and intergranular stress corrosion cracking/ E.M. Lehockey, A.M. Brennenstuhl, I. Thompson // Corrosion Science. – 2004. – V. 46. – P. 2383-2404.
18. Rollet A.D. Grain Boundary Engineering and Coincident Site Lattice (CSL) Theory. Advanced Characterization and Microstructural Analysis/ A.D. Rollet, P. Kalu // Engineering Innovative Materials.– 2005. – 77 p.

19. Improvement of Intergranular Stress Corrosion Crack Susceptibility of Austenite Stainless Steel through Grain Boundary Engineering / W. Jin, S. Yang, H. Kokawa [and others] // J. Mater. Sci. Technol. – 2007. – V. 23. – № 6. – P. 785-789.
20. Study of Grain Boundary Characters under Intergranular Corrosion in Copper Conductor and Its Relationship with Paper Oil Insulation in Transformer/ Y. Yuan, X. He, Z. Xu, X. Guo, H. Xia [and other] // International Journal of Electrochemical Science. – 2015. – № 10. – P. 10806-10820.
21. Schuh C.A. Analysis of grain boundary networks and their evolution during grain boundary engineering/ C.A. Schuh, M. Kumar, W.E. King // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51, Issue 3. – P. 687-700.
22. Fang X.Y. The optimization research developments of grain boundary character distribution (GBCD) of polycrystalline metal materials/ X.Y. Fang, W.G. Wang, B.X. Zhou // Rare Metal Materials and Engineering. – 2007. – Vol. 36, Issue 8. – P. 1500-1504.
23. Сухомлин Г.Д. Применение зернограницного конструирования стали для получения труб с высоким комплексом свойств / Г.Д. Сухомлин, Т.А. Дергач // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – № 6. – С. 50-53.
24. Howe J.M. Aspects of interphase boundary structure in diffusional phase transformations/ J.M. Howe, H.I. Aaronson, J.P. Hirth // Acta mat. – 2000. Vol. 48. – P. 3977-3984.
25. Randle V. Grain boundary engineering: an overview after 25 years / V. Randle // Materials Science and Technology. – 2010. – Vol. 26. – Iss. 3.
26. Watanabe T. Grain boundary engineering: historical perspective and future prospects/ T. Watanabe // J. Mater Sci. – 2011. – 46. – P. 4095-4115.
27. Большаков В.И. Аспекты кристаллографического строения игольчатого феррита / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин [та ін.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. – Днепропетровск, 2008. – Вып. 45, Ч. 3. – С. 3-10.

28. Sukhomlin G.D. Particular properties of $\Sigma=3^n$ boundaries in FCC polycrystals. I. Crystallographical parameters and boundaries faceting during annealing / G.D. Sukhomlin, A.V. Andreeva // Phys. stat. sol (a). – 1983. – Vol. 78. – P. 333-341.
29. Бокштейн Б.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах/ Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
30. Li J.C.M. Disclination model of high angle grain boundaries / J.C.M. Li // Surface Science. – 1972. – V. 31, № 1. – P. 12-26.
31. Дисклинационно-структурная модель и энергия границ зерен в металлах с ГКЦ решеткой / Р.З. Валиев, В.И. Владимиров, В.Ю. Герцман [и др.]// Физика металлов и металловедение. – 1990. – № 3. – С. 31-39.
32. Авторадиография поверхностей раздела и структурная стабильность сплавов / [Бокштейн С.З., Гизбург С.С., Кишкин С.Т. и др.]. – М.: Металлургия, 1987. – 270 с.
33. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов/ Хоникомб Р. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
34. Brendon D.G. The structure of high-angle grain boundaries/ D.G. Brendon // Acta Metall. – 1996. – V. 14 – P. 1479-1484.
35. Хирт Дж. Теория дислокаций/ Дж. Хирт, И. Лотте. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
36. Копецкий Ч.В. Границы зерен в чистых материалах/ Копецкий Ч.В., Орлов А.Н., Фионова Л.К. – М.: Наука, 1987. – 160 с.
37. Коновалова Е.В. Влияние фундаментальных характеристик поликристаллов однофазных ГЦК сплавов на параметры зернограничного ансамбля. Автореферат диссертации на соискание ученой степени к.ф.-м.н./ Е.В. Коновалова. – Томск, 2001. – 26 с.
38. Косевич В.А. Структура межкристаллитных и межфазных границ / В.А. Косевич, В.М. Иевлев, Л.С. Палатник, А.И. Федоренко. – М.: Металлургия. – 1980. – 256 с.

39. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография/ С.А. Салтыков – М., Металлургия, 1970. – 375 с.
40. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов/ О.А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1975. – 280 с.
41. О роли границ зерен в деформационном упрочнении мелкозернистого поликристалла / В.Ю. Герцман, В.З. Бенгус, Р.З. Валиев [и др.]// ФТТ. – 1984. – т. 26, № 6. – С. 1712-1718.
42. Жияев А.П. Сверхпластичность и границы зерен/ А.П. Жияев, А.И. Пшеничнюк. – М.: Физматлит, 2008. – 320 с.
43. Валиев Р.З. Об энергии неравновесных границ зерен/ Р.З. Валиев, А.А. Назаров, А.Е. Романов // Металлофизика. – 1992. – т. 14, № 2. – С. 58-65.
44. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов / С.З. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1971. – 494 с.
45. Balluffi R.W., Grain Boundary Structure and Properties / R.W. Balluffi. – Ohio: Metal Park. ASM. – 1980. – 456 p.
46. Атомная структура межзеренных границ. Сборник статей. – М.: Мир, 1978. – 290 с.
47. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 1. Дефекты решетки / М.А. Штремель. – М.: МИСИС. 1999. – 382 с.
48. Харбекс Г. Поликристаллические полупроводники / Г. Харбекс. М.: Мир, 1989. – 341 с.
49. Глейтер Г. Большеугловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Мир, 1975. – 374 с.
50. Чернышова Т.А. Границы зерен в металле сварных соединений / Т.А. Чернышова. – М.: Наука. 1986. – 125 с.
51. Панин В.Е. Физические принципы мезомеханики поверхностных слоев и внутренних границ раздела в деформируемом твердом теле / В.Е. Панин, В.М. Фомин, В.М. Титов // Физическая мезомеханика. – 2003. Т.6. – № 1. – С. 5-14.

52. Панин В.Е. Системный подход к описанию деформируемого твердого тела / В.Е. Панин // Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Под ред. В.Е. Панина – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – С. 11-31.
53. Чувельдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / В.Н. Чувельдеев. – М.: Физмат. 2004 – 304 с.
54. Гуткин М.Ю. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических материалов / М.Ю. Гуткин, И.А. Овидько // Успехи механики. – 2003. – № 1. – С. 68-125.
55. Structure of grain boundaries in nanocrystalline and quasicrystalline materials / P. Rodriguez, D. Sundararaman, R. Divakar [and other] // Chemistry for Sustainable Development. – 2000. – V.8. – P. 69-72.
56. Fortes M.A. Effects of triple grain junctions on equilibrium boundary angles and grain growth kinetics / M.A. Fortes, A.M. Deus // Materials Science Forum. – 2004. – V.455-456. – P. 648-652.
57. Yang C.C., Rollett A.D., Mullins W.W. Measuring relative grain boundary energies and mobilities in an aluminum foil from triple junction geometry / C.C. Yang, Rollett A.D., Mullins W.W. // Scripta Materialia. – 2001. – V.44 – P. 2735-2740.
58. Grain boundary property determination through measurement of triple junction geometry and crystallography / Rollett A.D., Yang C.C., Mullins W.W [and others] // Int. Conf. on Grain Growth and Recrystallization, Aachen, Germany, 2001. – P. 165-176.
59. Kamachali R.D. Grain boundary motion in polycrystalline materials // Dissertation zur Erlangung des Grades Doktor-Ingenieur/ R.D. Kamachali. – Bochum. – Germany, 2012. – 119 p.
60. Energy of grain boundaries of different types in fcc solid solutions, ordered alloys and intermetallics with $L1_2$ superstructure / O.B. Perevalova, E.V. Konovalova, N.A. Koneva [and others] // Journal of Materials Science and Technology. – 2003. – V.19, № 6. – P. 593-596.

61. Максимова Е.Л. Поверхностное натяжение границ наклона [001] в олове в окрестности перехода специальных границ $\Sigma 17$ в границы общего типа / Е.Л. Максимова, Б.Б. Страумал, Л.С. Швиндлерман // Физика твердого тела. – 1986. – Т.28, № 10. – С. 3059-3065.
62. Lipnitskii A.G. Self-Diffusion Parameters of Grain Boundaries and Triple Junctions in Nanocrystalline Materials / A.G. Lipnitskii, I.V. Nelasov, Yu.R. Kolobov // Defect and Diffusion Forum. – 2011. – V. 309-310. – P. 45-50.
63. Липницкий А.Г. Термодинамика и компьютерное моделирование на атомном уровне металлических систем с наноразмерной структурой: автореф. дис. на соискание ученой степени д.ф.-м.н.: спец. 01.02.07 «Физика конденсированного состояния»/ А.Г. Липницкий. – Белгород, 2010. – 49 с.
64. King A.H. The Geometric and Thermodynamic properties of Grain Boundary Junctions / A.H. King // Interface Science. – 1999. – V.7, № 3-4. – P. 251-271.
65. Srinivasan S.G. Excess energy of grain-boundary trijunctions: an atomistic simulation study / S.G. Srinivasan, J.W. Cahn, H. Jonsson [and others] // Acta Materialia. – 1999. – V.47. – P. 2821-2829.
66. On the origin and energy of triple junction defects due to the finite length of grain boundaries / A.A. Nazarov, D.V. Bachurin, O.A. Shenderova [and others] // Interface Science. – 2003. – V.11, № 4. – P. 417-424.
67. Caro A. Grain boundary and triple junction enthalpies in nanocrystalline metals/ A. Caro, H. Van Swygenhoven // Physical Review B. – 2001. – V.63. – P. 4101-4105.
68. Zhao B. Triple junction effects in solids/ B. Zhao, G. Gottstein, L.S. Shvindlerman // Acta Materialia. – 2011. – V.59. – P. 3510-3518.
69. Bollmann W. Triple lines in polycrystalline aggregates as disclinations / W. Bollmann W. // Philosophical Magazine A. – 1984. – V.49, № 1. – P. 73-79.

70. Bollmann W. Triple-line disclinations representations, continuity and reactions / W. Bollmann // *Philosophical Magazine A*. – 1988. – V.57, № 4. – P. 637-649.
71. Triple-line disclinations in polycrystalline material / W. Bollmann // *Materials Science and Engineering: A*. – 1989. – V.113. – P. 129-138.
72. Grain boundary design and control for intergranular stress-corrosion resistance / G. Palumbo, P.J. King, K.T. Aust [and others] // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1991. – V.25, № 8. – P. 1775-1780.
73. Palumbo G. On the contribution of triple junctions to the structure and properties of nanocrystalline materials/ G. Palumbo, S.J. Thorpe, K.T. Aust // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – V.24, № 7. – P. 1347-1350.
74. Bollmann W. A study of junctions of grain boundaries by TEM / W. Bollmann, H. Guo // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – V.24, № 4. – P. 709-712.
75. Palumbo G. Localized corrosion at grain boundary intersections in high purity nickel/ G. Palumbo, K.T. Aust // *Scripta Metallurgica*. – 1988. – V.22, № 6. – P. 847-852.
76. Даниленко В.Н. Экспериментальное исследование тройного стыка в субмикроскопической меди / В.Н. Даниленко// *Электронный журнал «Исследовано в России»*. – 2007. - № 022. – С. 223-299.
77. Fortier P. Triple Junction and Grain Boundary Character Distribution in Metallic Materials / P. Fortier, W.A. Miller, K.T. Aust// *Acta Materialia*. – 1997. – V.45, № 8. – P. 3459-3467.
78. Рабухин В.Б. Влияние поверхностей раздела на пластическую деформацию и внутреннее трение металлических нитей / В.Б. Рабухин // *Поверхность: физика, химия, механика*. – 1983. - № 10. – С. 5-21.
79. On the role of intercrystalline defects in polycrystal plasticity / E.M. Lehigh, G. Palumbo, K.T. Aust [and others]// *Scripta Metallurgica*. – 1998. – V.39, № 3. – P. 341-346.

80. King A.H. Geometric and energetic considerations for grain boundaries of finite extent/ A.H. King // *Material Science Forum*. – 1993. – V.126-128. – P. 221-224.
81. Гусев А.И. эффекты нанокристаллического состояния в компактных металлах и соединениях / А.И. Гусев // *Успехи физических наук*. – 1998. – Т.168, № 1. – С. 55-83.
82. Structure of nanometer-sized polycrystalline iron investigated by positron lifetime spectroscopy / H.E. Schaefer, R. Wurschum, R. Birringer [and others]// *Physical Review B*. – 1998. – V.38. – P. 9545.
83. Muktepavela F. Micromechanical properties of grain boundaries and triple junctions in polycrystalline metal exhibiting grain-boundary sliding at 293 K / F. Muktepavela, G. Bakradze, V. Sursaeva // *Journal of Materials Science*. – 2008. – V.43. – P 3848-3854.
84. Grain boundary and triple junction diffusion in nanocrystalline copper/ M. Wegner, J. Leuthold, M. Peterlechner [and others]// *Journal of Applied Physics*. – 2014. – V.116. – 093514.
85. Direct experimental observation of accelerated Zn diffusion along triple junctions in Al / B. Bokstein, V. Ivanov, O. Oreshina [and others]// *Materials Science and Engineering: A*. – 2001. – V. 302, № 1. – P. 151-153.
86. Гулевский С.А. Жидкометаллическое травление тройных стыков зерен в системе Cu-Bi. Автореферат диссертации на соискание ученой степени к.ф.-м.н.: спец. 01.04.07 «Физика конденсированного состояния»/ С.А. Гулевский. – Москва, 2008. – 24 с.
87. Когтенкова О.А. Зернограничные явления смачивания и ограничения в алюминии и его сплавах. Автореферат диссертации на соискание ученой степени к.ф.-м.н.: спец. 01.04.07 «Физика конденсированного состояния»/ О.А. Когтенкова. – Черноголовка, 2009. – 19 с.

88. Palumbo G. A coincidental axial direction (CAD) approach to the structure of triple junctions in polycrystalline materials / G. Palumbo, K.T. Aust // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – V.24. – P. 1771-1776.
89. Balokhonov R.R. Simulation of crystal plasticity under dynamic loading / R.R. Balokhonov, P.V. Makarov, V.A. Romanova [and others]// *Computational Materials Science*. – 1999. V.16. – № 1-4, P. 335-361.
90. Gross D. Constructing microstructures of poly- and nanocrystalline materials for numerical modeling and simulation / D. Gross, M. Li // *Appl. Phys. Letters*. – 2002. – V.80 – P. 746-748.
91. Evaluation of grain shape distribution in polycrystalline materials / K. Matsuura, Y. Itoh, T. Ohmi [and others]// *Mater. Trans JIM*. – 1994. – V. 35. – P. 247-253.
92. Козлов Э.В. Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча / Э.В. Козлов, А.Н. Жданов, Н.А. Конева // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т.9. – № 3. – С. 81-92.
93. Malis T. Dislocation generation from grain boundaries in nickel / T. Malis, D.J. Lloyd, K. Tangri // *Physical status Solidi (a)*. – 1972. – V.11. – № 1. – P. 275-286.
94. Murr L.E. Some observations of grain boundary ledges and ledges as dislocation sources in metals and alloys / L.E. Murr // *Met. Trans., Ser. A*. – 1975. – V.6. – № 3. – P. 505-513.
95. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах/ С.С. Дьяченко. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.
96. Баранов О.О. Утворення аустеніту в сплавах заліза / О.О. Баранов// *Металознавство та обробка металів*. – 1995. – № 1. – С. 3-7.
97. Белоус М.В. Превращения при отпуске стали/ М.В. Белоус, В.Т. Черепин, М.А. Васильев. – М.: Металлургия, 1973. – 232 с.
98. Садовский В.Д. Влияние формы межзеренных границ на ударную вязкость и характер хрупкого разрушения // В.Д. Садовский,

Г.Н. Богачева, В.М. Умова // Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 35, № 1. – С. 76-83.

99. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Эктин. – М.: Наука. – 1977. – 237 с.

100. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys. – CRC Press, 2016. – 4038 p.

101. Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – К.: Основа, 2005. – 324 с.

102. Кондратюк С.Е. Фрактография и вязкость конструкционной стали/ С.Е. Кондратюк. – К.: Знание, 1981. – 56 с.

103. Браун М.П. Микролегирование стали / М.П. Браун. – К.: Наукова думка, 1982. – 1982. – 303 с.

104. Новиков И.И. Теория термической обработки / И.И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

105. Винокур Б.Б. Карбидные превращения в конструкционных сталях / Винокур Б.Б. – К.: Наукова думка, 1988. – 240 с.

106. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали / В.Д. Садовский. – М.: Металлургия, 1973. – 208 с.

107. Садовский В.Д. Влияние геометрии границ зерен на величину ударной вязкости и характер хрупкого разрушения стали / В.Д. Садовский, Г.Н. Богачева, В.М. Умова // Доклады АН СССР. Серия математика и физика. – 1971. – 199, № 2. – С. 317-320.

108. Арзамасов Б.Н. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макаров, Г.Г. Мухин. – М.: МГТУ им. Баумана, 2008. – 648 с.

109. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1993. – 447 с.

110. Гуляев А.П., Гуляев А.А. Металловедение / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М.: Альянс, 2011. – 643 с.

111. Панарин В.Е. Структурные изменения в эвтектических сплавах железа, затвердевших с различными скоростями / В.Е. Панарин // *Металловедение и обработка металлов*. – 1997. – № 1. – с. 20-25.
112. Кальнер В.Д. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей / В.Д. Кальнер. – М.: Машиностроение. – 1984. – 284 с.
113. Кан Р.У. Физическое металловедение: В 3-х т. / Под ред. Кана Р.У., Хаазена П. Т.2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами. – М.: Металлургия. – 1987. – 624 с.
114. О возможных позициях атомов углерода в решетке цементита / В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева, Д.А. Мирзаев [и др.]// *Физика металлов и металловедение*. – 2003. – Т. 96, № 3. – С. 75-82.
115. Арзамасов Б.Н. Конструкционные материалы. Справочник/ [Арзамасов Б.Н., Брострем В.А., Буше Н.А. и др.]. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.
116. Physical mesomechanics of heterogeneous media and computer-added design of materials/ Ed. by V.E. Panin. – Cambridge: Cambridge Interscience Publishing, 1998. – 339 p.
117. Счастливцев В.М. Академик В.Д. Садовский и развитие физического металловедения на Урале/ В.М. Счастливцев – Екатеринбург: УРО РАН, 2010. – 366 с.
118. Фролов К.В., Махутов Н.А., Хуршуров Г.Х. Развитие экспериментальных исследований напряжений для обоснования ресурса машин / К.В. Фролов, Н.А. Махутов, Г.Х. Хуршуров // В кн. *Экспериментальные исследования напряжений в конструкциях*. – М.: Наука, 2002. – с. 5-8.
119. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка стали/ Пикеринг Ф.Б. – М.: Металлургия, 1982. – 182 с.

120. Брук Б.И. О закономерностях перераспределения углерода в процессе аустенитного превращения / Б.И. Брук, З.И. Кусницына// Физика металлов и металловедение. – 1968. – № 6. – С. 1073-1081.
121. Махутов Н.А., Москвичев В.В. Механика разрушения крупногабаритных конструкций / Н.А. Махутов, В.В. Москвичев // В кн. Вычислительные технологии. – Новосибирск. ИВТ СО РАН, 1993. –Т.2. – №7. – С. 107-124.
122. Rice J.R. A path-independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks / J.R. Rice // J. Appl. Mech. – 1986. – № 35, 2 – p. 379-386.
123. Узлов И.Г. Повышение свойств транспортного металла путем термического упрочнения / И.Г. Узлов // Сталь. – 1971. – №7. – С. 648-650.
124. Гуляев А.П. Чистая сталь / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия. – 1975. – 184 с.
125. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
126. Гуляев А.П. О прочности/ А.П. Гуляев// МиТОМ. – 1993. – № 7. – С. 2-6.
127. Гуляев А.П. Сопротивление хрупкому разрушению/ А.П. Гуляев// МиТОМ. – 1992. – № 2. – С. 21-26.
128. Ершов Г.С. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов/ Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1982. – 360 с.
129. Мак-Махон С. Дж. Проблемы разработки сталей для сосудов давления / С. Дж. Мак-Махон// Проблемы разработки конструкционных сплавов: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1980. – С. 155-156.
130. Guttman M. Grain boundary segregation, two dimensional compound formation, and precipitation / M. Guttman // Metallurgical transaction. – A. V.8A, September, 1977 – P. 1383-1401.

131. Guttman M. The link between equilibrium segregation and precipitation in ternary solutions exhibiting temper embrittlement / M. Guttman // *Metal Sci.* – 1976. № 10. – P. 337-341.
132. Приданцев М.В. Конструкционные стали/ Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина И.А. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
133. Зеленова В.Д. Механизм вязкого и хрупкого разрушения и методы оценки сопротивления разрушению металлов и сплавов/ Зеленова В.Д. – М.: Машиностроение, 1975. – 41 с.
134. Браун М.П. Излом и хрупкость конструкционной легированной стали/ Браун М.П. – М.: Машгиз, 1960. – 158 с.
135. Солнцев Ю.П. Материаловедение/ Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. – М.: МИСИС, 1999. – 600 с.
136. Солнцев Ю.П. Влияние отпуска на трещиностойкость конструкционных низколегированных сталей/ Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков, Г.Г. Колгин // Сб. трудов III научно-технической конференции «Прочность материалов и конструкций при низких температурах». – СПб.: СПбАХПТ, 1998. – С. 32-54.
137. The role of solute segregation in grain boundary diffusion/ J. Bernardini, P. Gas, E.D. Hondros [and others]// *Proc. Roy. Soc. London A.* – 1982. – V. 379, № 1776. – p. 159-178.
138. Leger M.T. Influence de différents résiduels Sn, Zr, Pb dans la fabrication de l'acier moule/ M.T. Leger, J.P. Aymard // *Fonderie-Fondeur d'Aujourd'hui.* – 1986. – № 58. – P. 44-45.
139. Guttman M. The thermodynamics of interactive co-segregation of phosphorus and alloying elements in iron and temper-brittle steels/ M. Guttman, Ph. Dumoulin, M. Wayman // *Met. Trans.* – 1982. – V. A13, № 10. – P. 1693-1711.
140. Briant C.L. The effect of Ni, Cr and Mn on P segregation in low alloy steels/ C.L. Briant // *Scr. Met.* – 1981. – V. 15, № 9. – P. 1013-1019.

141. Архаров В.И. О межкристаллитной внутренней адсорбции и хрупком разрушении по границам зерен/ В.И. Архаров// В кн. «Физика хрупкого разрушения», К.: Наукова думка, 1976, ч. II. – С. 44-57.
142. Гликман Е.Э. К описанию межкристаллитной внутренней адсорбции примесей в металлических твердых растворах/ Е.Э. Гликман //В кн. «Взаимодействие дефектов и свойств металлов», Тула, ТПИ, 1976. – С. 83-91.
143. Саррак В.Н. Интеркристаллитная хрупкость стали/ В.Н. Саррак, М.В. Селиванов. – М.: Черметинформация, 1979. – 52 с.
144. Никулин С.А. Сурьма как фактор зернограницной хрупкости/ С.А. Никулин, М.А. Штремель, Б.П. Канев // МиТОМ. – 1983. – № 12. – С. 23-26.
145. Борисов И.А. Влияние примесей на склонность к отпускной хрупкости теплостойкой стали/ И.А. Борисов, Г.С. Карк, В.И. Покусаева// МиТОМ. – 1985. – № 9. – С. 17-20.
146. Архаров В.И. Энергия искажений кристаллической решетки и распределение в ней компонентов твердого раствора/ В.И. Архаров // ФММ. – 1985. – вып. 1. – С. 96-103.
147. Князева В.Р. Сегрегация примесей и декогезия по границам зерен/ В.Р. Князева, В.И. Саррак, Г.А. Филиппов // «Поверхность. Физика, химия и механика». – 1982. – Т.5. – С. 64-68.
148. Утевский Л.М. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа/ Л.М. Утевский, Е.Э. Гликман, Г.С. Карк. – М.: Металлургия, 1987. – 221 с.
149. Erhart H. Equilibrium segregation of phosphorus at Fe-Cr-P and Fe-Cr-C-P alloys/ H. Erhart, H.J. Grabke // Metal science. – V. 15, Sept. 1981. – P. 401-409.
150. Guttman M. Grain boundary segregation, two dimensional compound formation, and precipitation/ M. Guttman // Metallurgical transaction. A. – V.8 A, September, 1977 – P. 1383-1401.

151. Серебряников Л.Н. Влияние разнотерности на механические свойства стали 18Х2Н4МА/ Л.Н. Серебряников, А.П. Гуляев // МИТОМ. – 1977. – № 4. – С. 2-5.
152. Солнцев Ю.П. Прочность и разрушение хладостойких сталей/ Ю.П. Солнцев, А.В. Викулин. – М.: Металлургия, 1995. – 256 с.
153. Георгиев М.Н. Вязкость малоуглеродистых сталей/ М.Н. Георгиев. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
154. Вологжанина С.А. Анализ зернограницного твердого раствора материалов оборудования после длительной эксплуатации/ С.А. Вологжанина, Т.В. Ермакова, Ю.П. Солнцев// В кн.: Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов. Сборник трудов. – Спб: СПбГУНиПТ, 2003. – С. 3-11.
155. Забильский В.В. Проблема отпускной хрупкости конструкционных легированных сталей (обзор)/ В.В. Забильский // МиТОМ. – 1987. – № 1. – С. 24-31.
156. Князева В.Р. Сегрегация примесей и декогезия по границам зерен/ В.Р. Князева, В.И. Саррак, Г.А. Филиппов // Поверхность. Физика, химия и механика. – 1982. – № 5. – С. 64-68.
157. Большаков В.И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции / В.И. Большаков, И.Е. Долженков, В.И. Долженков. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2002. – 386 с.
158. Борисов И.А. Влияние примесей на склонность к отпускной хрупкости теплостойкой стали/ И.А. Борисов, Г.С. Карк, В.И. Покусаева // МиТОМ. – 1985. – № 9. – С. 17-20.
159. Королев Н.В. Опыт применения эмиссионного спектрального микроанализа для повышения надежности конструкционных материалов/ Н.В. Королев, Г.Г. Колчин, Б.С. Ермаков. – Л.: ЛДНТП, 1987. – 29 с.
160. Guttman M. The thermodynamics of interactive co-segregation of phosphorus and alloying elements in iron and temper-brittle steels/ M. Guttman, Ph. Dumoulin, M. Wayman // Met. Trans. – 1982. – v. A13, N 10. – P. 1693-1711.

161. Hondros E.D. Grain boundary segregation of phosphorus and alloying elements/ E.D. Hondros, M.P. Seah, C. Lea // *Metals and Materials*. – 1976. January. – P. 26-28.
162. Leroy V. Les Mémoires scientifiques de la Revue / V. Leroy, H. Graas, C. Emond // *de Métallurgie*. – 1976. – t. 73, N 10. – P. 589-609.
163. Lea C. The intergranular fragility index – an engineering materials parameter/ C. Lea, M.P. Seah, E.D. Hondros // *Mater. Sci. Eng.* – 1980. – v. 42. – P. 23-244.
164. Устиновщиков Ю.И. Вторичное твердение конструкционных легированных сталей/ Ю.И. Устиновщиков. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.
165. Гликман Е.Э. Межзеренное разрушения металлов под действием поверхностно-активных примесей и расплавов: автореф. на соискание ученой степени д.ф.-м.н. – М.: МИСИС, 1980. – 45 с.
166. Солнцев Ю.П. Перспективные направления низкотемпературного металловедения/ Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков, С.А. Вологжанина // *Балтийские металлы*. – 2000. – № 5. – С. 16-17.
167. Bernardini J. The role of solute segregation in grain boundary diffusion/ J. Bernardini, P. Gas, E.D. Hondros, M.P. Seah // *Proc. Roy. Soc. London A*. – 1982. – v. 379, № 1776. – P. 159-178.
168. Штремель М.А. Зернограничное разрушение стали/ М.А. Штремель // *МиТОМ*. – 1988. – II. – С. 2-14.
169. Briant C.L. The effect of Ni, Cr and Mn on P segregation in low alloy steels/ C.L. Briant // *Scr. Met.* – 1981. – v. 15, № 9. – P. 1013-1019.
170. Саррак В.И. Адсорбция фосфора на границах зерен аустенита и склонность закаленной стали к задержанному разрушению/ В.И. Саррак, Г.А. Филиппов, О.Н. Чижевская [и др.]// *ФММ* – 1979. – т. 48. – С. 1262-1270.
171. Verohan L. Vpliv silicija yf izbošanje korozijske odpornosti j eklenih litin/ L. Verohan, B. Godes // *Kov. Zlit. Technol.* – 1996. – 30, № 3-4. – С. 245-250.

172. Архаров В.И., Константинова Т.Е. Природа обратимой отпускной хрупкости в сталях 35ХГСА и 12ХН3А/ В.И. Архаров, Т.Е. Константинова // ФММ. – 1974. – т. 38, № 1 – С. 169-175.

173. Guttman M. The link between equilibrium segregation and precipitation in ternary solutions exhibiting temper embrittlement/ M. Guttman // Metal Sci. – 1976. –10. – Р. 337-341.

174. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов/ под ред. Е.Л. Брайента, С.К. Бенерджи. – М.: Металлургия, 1998. – 552 с.

175. Поляков С.Н. К вопросу о влиянии кремния на обратимую отпускную хрупкость стали / С.Н. Поляков, А.И. Яценко, С.Ф. Карп // Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. – Киев: Изд-во АН УССР. – 1961. – С. 24-29.

176. Supersession of cryogenic intergranular fracture through heat treatments and roles of born in high manganese non-magnetic steels/ T. Hideki, K. Nobuhiro, F. Kouzou [and others] // ISIS International. – 1990. – 30, № 8. – Р. 646.

177. Кузін О.А. Взаємодія атомів мікролегуючих елементів з внутрішніми поверхнями розділу в рідких і твердих розчинах атомів/ О.А. Кузін, В.І. Кушпир, М.М. Лисак //Ближній порядок в механічних розплавах і структурно-чутливі властивості поблизу границі стійкості фаз: тези доповідей. – Львів, 1998. – С. 24.

178. Кузін О.А. Принципи керування властивостями сплавів за параметрами внутрішніх поверхонь розділу/ О.А. Кузін// Фізика конденсованих систем та прикладне матеріалознавство: Тези доповідей. – Львів, 2007. – С. 94.

179. Кузин О.А. Роль структуры границ зерен в повышении свойств литых штамповых сталей электрошлакового переплава / О.А. Кузин, Н.Н. Рачковская, В.А. Оныщук // Структура и методы исследования легированных сталей: Тез. докл. конф. – Киев, 1991. – С. 40.

180. Фетисова М.М. Влияние технологии электрошлакового переплава на свойства литого биметаллического бурового инструмента / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, С.И. Кантор // Современные проблемы электрометаллургии стали: Тез. докл. VII Всесоюзной научн. конф. – Челябинск, 1990. – С. 94-95.
181. Кузин О.А. Влияние кремния на охрупчивание при отпуске низколегированных конструкционных сталей / О.А. Кузин, М.М. Фетисова, Н.Н. Рачковская // Структура и свойства легированных сталей: Тез. докл. семинара. – Киев, 1992. – С. 24-25.
182. Винокур Б.Б. Вплив легування сталі на вільну енергію границь аустенітних зерен / Б.Б. Винокур // ФХММ. – 1996. - № 2. – С. 24-34.
183. Пилюшенко В.Л. Научные и технологические основы микролегирования стали / В.Л. Пилюшенко, В.А. Вихлевщук. – Москва-Донецк: Metallurgia, 2000. – 383 с.
184. Меськин В.С. Основы легирования стали/ В.С. Меськин. – М.: Metallurgia, 1966. – 684 с.
185. Винокур Б.Б. Карбиды в конструкционной стали/ Б.Б. Винокур, Б.Д. Дурдыев, О.Г. Касаткин. – Ашхабад: Магариф, 1989. – 236 с.
186. Тайдорова К.С. Фрактографическое и оже-электронное исследование механизма разрушения стали Р6М5/ К.С. Тайдорова, В.В. Забильский, Л.С. Кремлев // МИТОМ. – 1993. – № 4. – С. 20-23.
187. Погребняк Г.Д. Разработка микролегирования для повышения комплекса свойств литой быстрорежущей стали/ Г.Д. Погребняк, О.А. Кузин, Б.И. Слободян// Тезисы докладов Межреспубликанской научно-технической конференции «Прогрессивные методы получения конструкционных материалов и покрытий, повышающих долговечность деталей машин». – Волгоград, 1989. – с. 126-127.
188. Ермаков Б.С. Особенности зернограницного разрушения закаленных Cr-Ni-Mo сталей / Б.С. Ермаков, А.А. Ланин, Г.Г. Колчин // Известия АН СССР. Металлы. – 1988, № 1. – С. 107-111.

189. Ершов Г.С. Микронеоднородность металлов и сплавов/ Г.С. Ершов, Л.А. Позняк. – М.: Металлургия, 1985. – 214 с.
190. Петухов Ю.И. Распределение примесей при ячеистой кристаллизации двойных сплавов/ Ю.И. Петухов, В.И. Полякова, Л.В. Потатуркина // Известия АН СССР. Металлы. – 1986. – № 2. – С. 76-79.
191. Louissette Priester. Grain Boundaries: From Theory to Engineering/ Louissette P. – Springer. 2013. – 457 p.
192. Дегтярев В.К. Изучение излома быстрорежущей стали Р6АМ5Ф3 с помощью электронной оже-электроскопии/ В.К. Дегтярев, М.Р. Орлов // ФММ. – 1987. – Т. 64, вып. 3. – С. 565-571.
193. Устиновщиков Ю.И. Факторы, обуславливающие переход сплавов железа к интеркристаллическому хрупкому разрушению/ Устиновщиков Ю.И. – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1987. – С. 16-24.
194. Брук Б.И. О закономерностях перераспределения углерода в процессе аустенитного превращения / Б.И. Брук, З.И. Кусницына// Физика металлов и металловедение. – 1968. – 25, № 6. – С. 1073-1081.
195. Природа обратимой отпускной хрупкости и влияние углерода, фосфора и легирующих элементов на термодинамические особенности развития хрупкости / Е.Э. Гликман, В.Ф. Котышев, Ю.И. Черпаков [и др.]// Физика металлов и металловедение. – 1973. – 36, № 2. – С. 365-379.
196. Кузін О.А. Оптимізація структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу з використанням інваріантних моделей / О.А. Кузін // Наукові праці міжнародної наукової конференції «Іван Федченко-Чопівський вчений і патріот». – Львів, 2009. – С. 61.
197. Гликман Е.Э. О влиянии углерода на межкусталлитную внутреннюю адсорбцию и междолинное сцепление в сплавах/ Е.Э. Гликман, Р.Э. Брувер, К.Ю. Сарычев // ДАН СССР, 1971. - № 5. – С. 1055-1059.

198. Карк Г.С. Отпускная хрупкость низколегированных Cr-Ni-Mo сталей / Г.С. Карк, А.А. Астафьев // *Металловедение и термическая обработка сталей для оборудования электроустановок: Труды ЦНИИТМАШ.* – М., 1983. – № 177. – С. 43-66.
199. Seah M.P. Grain boundary segregation/ M.P. Seah, E.D. Hondros // *Proc. Roy. Soc. London A.* – 1973. – v. 335, N 1601. – P. 191-212.
200. Браун М.П. Экономнолегированные стали для машиностроения/ М.П. Браун. – К.: Наукова думка, 1977. – 205 с.
201. Пилюшенко В.Л. Научные и технологические основы микролегирования стали / В.Л. Пилюшенко, В.А. Вихлевщук. – Москва-Донецк: Металлургия, 2000. – 383 с.
202. Аверин В.В. Направления исследований в металлургии / В.В. Аверин, Г.А. Лопухов // *Теория металлургических процессов (итоги науки и техники).* – М.: ВИНТИ АН СССР, 1978. – Т. 4 – С. 6-95.
203. Ланская К.А. Микролегирующие и примесные элементы в низколегированной хромомолибденванадиевой стали/ К.А. Ланская, Л.В. Куликова, В.В. Яровой. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
204. Smith Y.P. The role of Mn in the temper embrittlement of a 3.5 Ni-Cr-Mo-V steel/ Y.P. Smith, Y.N. Reynolds, H.N. Solthworth // *Acta metallurgica.* – 1980. – V. 28, N. 11. – P. 1555-1564.
205. Пилюшенко В.Л. Свойства и структура микролегированной титаном марганцовистой стали / В.Л. Пилюшенко, Е.С. Ярошевская, В.Б. Морозов // *Сталь.* – 1989. – № 11. – С. 91-93.
206. Вихлевщук В.А. Новые комплексные цирконий-содержащие ферросплавы с улучшенными свойствами для микролегирования стали / В.А. Вихлевщук, В.В. Трегубенко, Б.А. Шушлебин // *Черная металлургия. Бюл. НТЛ.* – 1987. – № 12. – С. 36-38.
207. Слепцов О.И. Повышение технологической и эксплуатационной прочности сварных конструкций северного исполнения из низколегированных сталей: автореф. дис. на соискание ученой степени

д.т.н.: спец. 05.03.06 «Технология машины сварочного производства»/ О.И. Слепцов. – Ростов, 2000. – 51 с.

208. Влияние молибдена на временную зависимость и пороговые значения вязкости разрушения закаленных сталей/ Б.С. Ермаков, А.А. Ланин, Г.Г. Колчин [и др.]// ФХММ. – 1986. – № 4. – С. 105-107.

209. Винокур Б.Б. Влияние легирующих элементов на относительную свободную энергию границ аустенитных зерен / Б.Б. Винокур, М.П. Браун, В.Л. Пилюшенко // Металлофизика. – Вып. 59. Киев: Наукова думка, 1975. – С. 48-58.

210. Левин А.И. Риск – анализ эксплуатации газопроводов в условиях низких температур/ А.И. Левин, А.М. Большаков, В.А. Прохоров // Сб. трудов VI научно-технической конференции «Прочность материалов и конструкций при низких температурах». СПбГУНиПТ, СПб. – 2000. – С. 24-29.

211. Встовский Г.В. Учет изменения трещиностойкости при проверочных расчетах на прочность и оценке остаточного ресурса/ Г.В. Встовский // Сб. трудов III научно-технической конференции «Прочность материалов и конструкций при низких температурах». СПбАХПТ, СПб. – 1998. – С. 30-32.

212. Солнцев Ю.П. Стали для Севера и Сибири/ Ю.П. Солнцев, Т.И. Титова. – Спб.: Химиздат, – 2002. – 351 с.

213. Лу В. Продвижение фронта трещины при межкристаллитном разрушении сплавов железа с кремнием / В. Лу, Ж. Чен, Ю. Кьяо // Прикладная механика и техническая физика. – 2012. – Т. 53, № 3. – С. 176-183.

214. Ермаков Б.С. Особенности зернограницного разрушения закаленных Cr-Ni-Mo сталей/ Б.С. Ермаков, А.А. Ланин, Г.Г. Колчин //Известия АН СССР. Металлы. – 1988. – № 1. – С. 107-111.

215. Романив О.Н. Использование критериев механики разрушения для оценки хладноломкости сталей / О.Н. Романив, А.С. Крыськив // ФХММ. – 1981. – № 5. – С. 40-51.
216. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
217. Устиновщиков Ю.И., Банных О.А. Природа отпускной хрупкости сталей. М., Наука, 1984, 239 с.
218. Ярославцев Ю.Г. Производство заготовки для бесшовных труб из сталей, микролегированных титаном / Ю.Г. Ярославцев, Л.И. Крупман, В.А. Харченко // Сталь. 1982. № 8. – С. 55-57.
219. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах / Д. Мак Лин. – М.: ГОСНТИ, 1960. – 322 с.
220. Миллер К. Ползучесть и разрушение/ К. Миллер. – М.: Металлургия, 1986. – 120 с.
221. Глейтер Г. Большеугловые границы зерен/ Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Мир, 1975. – 372 с.
222. Штремель М.А. Прочность сплавов/ М.А. Штремель. – М.: МИСИС, 1997. Ч. 2. – 526 с.
223. Волчок И.П. Сопротивление разрушению стали и чугуна/ И.П. Волчок. – М.: Металлургия, 1993 – 192 с.
224. Панин В.Е. Структурные уровни деформации твердых тел/ Панин В.Е., Лихачев В.А., Принеев Ю.В. – Новосибирск: Наука, 1985. – 217 с.
225. Панин В.Е. Новая область физики твердого тела/ В.Е. Панин// Изв. ВУЗов. Физика. – 1987, т. 20, № 1. – С. 1-8.
226. Иванова В.С. Механика и синергетика усталостного разрушения/ В.С. Иванова// ФХММ. – 1986. – № 1. – С. 62-68.
227. Chen Z. Micromechanics Modelling of Ductile Fracture/ Z. Chen, C. Butcher. – Springer, 2013. – 307 p.

228. Dormieux L. Micromechanics of Fracture and Damage/ L. Dormieux, K. Djimedo. – John Wiley & Sons, 2016. – 335 p.
229. Internal Friction in Metallic Materials: A Handbook/ [Blanter M.S., Golovin I.S., Neuhaser H., Sinnig H.-R.] – Springer, 2007. – 539 p.
230. Murakami S. Continuum Damage Mechanics: A Continuum Mechanics Approach to the Analysis of Damage and Fracture/ Sumio Murakami. – Springer, 2012. – 402 p.
231. Иванова В.С. Синергетика разрушения и механические свойства/ Иванова В.С. – М.: Наука, 1989. – 167 с.
232. Microstructure sensitive design for performance optimization/ D.T. Fullwood, S.R. Niezgoda, B.L. Adams [and others]// Progress in Materials Science. – 2010. – V. 55. – P. 477 - 562.
233. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання при дослідженні впливу параметрів зеренної структури на експлуатаційні властивості сталі/ О.А. Кузін// Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – № 290. – Львів: Львівська політехніка. 1995. – С. 35-39.
234. Малюта А.Н. Гиперкомплексные динамические системы/ Малюта А.Н. – Львов: Вища школа. 1989. – 111 с.
235. Малюта А.Н. Закономерности системного развития/ Малюта А.Н. – К.: Наукова думка, 1990. – 135 с.
236. McDowell D.L. Materials design: a useful research focus for inelastic behavior of structural metals/ D.L. McDowell // Theoretical and Applied Mechanics. Special issue on the prospects of mesomechanics in the 21th century: current thinking on multiscale mechanics problems. – 2001. – V. 37. – P. 245-259.
237. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання для підвищення експлуатаційної надійності конструкційних сталей/ О.А. Кузін // Нові конструкційні сталі і сплави та методи їх обробки для підвищення

надійності і довговічності виробів. Тези доп. VI Міжнар. наук.-техн. конф. – Запоріжжя, 1995. – С. 20.

238. Кузін О.А. Принципи вибору різноякісних характеристик внутрішніх поверхонь розділу з метою підвищення властивостей конструкційних сталей/ О.А. Кузін [та ін.] //Конструкційні та функціональні матеріали: Тез. доп. II Міжнар. конф. – Львів, 1997. – С. 123.

239. Мещерякова Т.М. Вплив внутрішніх поверхонь розділу на схильність до водневого окрихчення жароміцних сталей/ Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін, Р.А. Яцюк// Вісник Державного університету «Львівська політехніка». «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні». – 1996. – № 303. – С. 88-92.

240. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури для усунення інтеркристалітного руйнування покращувальних сталей/ О.А. Кузін// Тези 70-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2010. – С. 283-284.

241. Кузін О.А. Керування властивостями мікролегованих сталей за допомогою параметрів внутрішніх поверхонь розділу/ О.А. Кузін// ФХММ. – 2000. – № 5. – С. 101-106. DOI: 10.1023/A:1011324311526

242. Ермаков Б.С. Разрушение по межзеренной поверхности конструкционных сталей/ Б.С. Ермаков, Г.Г. Колчин// Изв. АН СССР Металлы. – 1989. – № 4. – С. 153-157.

243. Панин В.Е. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого твердого тела/ В.Е. Панин, Ю.В. Гринеев// Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 4. – С. 9-36.

244. Кузін О.А. Параметри структури сталей і пошкоджувальність деталей рухомого складу/ О.А. Кузін, М.О. Кузін, Т.М. Мещерякова// Тези доповідей 74-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми

та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2014. – С. 401-403.

245. Счастливцев В.М. Структура термически обработанной стали/ Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. – М.: Металлургия, 1994. – 287 с.

246. Ермаков Б.С. Причины задержанного разрушения сварных соединений криосистем/ Б.С. Ермаков, С.А. Вологжанина, Т.В. Ермакова// Актуальные проблемы механики, прочности и теплопроводности при низких температурах. Материалы научно-технической конференции. – СПб.: СПбГУ – НИПТ, 2002. – С. 115-119.

247. Куликов В.Д. Физическая природа разрушения: учебн. пособие/ Куликов В.Д., Мекалова И.В., Закирничная М.М. – Уфа: УГНТУ. – 1999. – 239 с.

248. Осипов К.А. Некоторые активируемые процессы в твердых металлах и сплавах/ Осипов К.А. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 131 с.

249. Saegusa M. Grain boundary void nucleation in astrology produced by room temperature deformation and anneal/ M. Saegusa, J. Uemura // Met. Trans., 1980. – V. 11A, No. 8. – P. 1453-1458.

250. Кузін О.А. Металознавчі аспекти руйнування кисневих балонів під час експлуатації / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, Т.М. Мещерякова [та ін.]// Вісник НУ «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2004. – № 515. – С. 122-128.

251. The use of mathematical and computer modeling in solving the problems of rail transport expert examination/ N. Kuzin, T. Meshcheryakova, O. Kuzin [and others]// Journal of Applied Mathematics and Computational Mechanics. – 2016. - № 15 (4). – P. 93-98.

252. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури сталей під час використання інваріантних моделей// Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – № 394. – Львів: Львівська політехніка, 2000. – С. 124-129.

253. Мещерякова Т.М. Підвищення експлуатаційних властивостей деталей рухомого складу шляхом управління структурно-енергетичним станом потрійних зеренних стиків/Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін, М.О. Кузін// Матеріали 79 міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпро, 2019. – С. 328-330.

254. Кузін О.А. Структура і міжзеренна пошкоджувальність сталей/ О.А. Кузін, М.О. Кузін // Українська академія друкарства. Наукові записки. Науково-технічний збірник. – 2013. – № 4 (45). – С. 99-117.

255. Кузін О.А. Будова приграничних зон зерен і міжзеренне руйнування сталей/ О.А. Кузін, М.О. Кузін // Вісник Національного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – 2013, № 760. – С. 94-100.

256. Кузин О.А. Влияние энергетических характеристик границ зерен на свойства и характер разрушения литых и деформированных инструментальных сталей/ О.А. Кузин, Т.П. Коврова, А.М. Селихов // Легирование, структура и свойства упрочненных сталей: Тез. докл. семинара. – Киев, 1993. – С. 51-52.

257. Кузін О.А. Використання математичних моделей механіки для визначення оптимальних параметрів мікроструктури сплавів з підвищеною зносостійкістю/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, М.О. Кузін// Фізико-хімічна механіка матеріалів – 2009. – № 4. – С. 105–109.

258. Принципи вибору різноякісних характеристик внутрішніх поверхонь розділу з метою підвищення властивостей конструкційних сталей/ О.А. Кузін та ін.// Конструкційні та функціональні матеріали: Тез. доп. II Міжнар. конф. – Львів, 1997. – С. 123.

259. The use of computational contact mechanics approaches to assess the performance of parts bearing stress concentrators/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 103, Issue 1. – P. 25-32.

260. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури для усунення інтеркристалітного руйнування покращувальних сталей/ О.А. Кузін // Тези 70-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2010. – С. 283-284.

261. Watanabe T. Grain boundary design for desirable mechanical properties / T. Watanabe // Journal de Physique Colloques. – 1988. – 49 (C5). – P. C5-507–C5-519.

262. Lejcek P. Grain Boundary Segregation in Metals/ Lejcek P. – Springer, 2010. – 249 p.

263. Макаров П.В. Об иерархической природе деформации и разрушения твердых тел/ П.В. Макаров // Физическая мезомеханика. – 2004. Т. 7, № 4. – С. 25-34.

264. Козлов Э.В. Измельчение зерна как основной ресурс повышения предела текучести/ Э.В. Козлов // Вестник ТГУ. – 2003. – Т. 8, № 4. – С. 509-513.

265. Энциклопедический словарь по металлургии: в 2-х томах. М.: Интермет Инжиниринг, 2000. 821 с.

266. Computational and theoretical aspects of a grain-boundary model at finite deformations/ A.T. McBride, D. Gottschalk, B.D. Reddy [and others]// Technische Mechanik. – 2016. – Vol. 36 (1-2). – P. 102-119.

267. Kobayashi R. A continuum model of grain boundaries/ R. Kobayashi, J.A. Warren, W.C. Carter // *Physica D.* – 2000. – Vol. 140. – P. 141-150.
268. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки/ Штремель М.А. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.
269. Козлов Э.В. Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча/ Э.В. Козлов, А.Н. Жданов, Н.А. Конева // *Физическая мезомеханика.* – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 81-92.
270. Корнева Н.А. Спектр и источники полей внутренних напряжений в деформированных металлах и сплавах/ Н.А. Корнева, Л.И. Тишкина, Э.В. Козлов // *Известия РАН. Серия физическая.* – 1998. – Т. 62, № 7. – С. 1350-1356.
271. Mughrabi H. A two-parameter description of heterogeneous dislocation distributions on deformed metal crystals/ H. Mughrabi // *Mater. Sci. Eng.* – 1987. – Vol. 85. – P. 15-31.
272. Kocks U.F. The relations between physical deformation and single crystal deformation/ U.F. Kocks // *Metal. Trans.* – 1970. – Vol. 1, №. 5. – P. 1121-1143.
273. Hirth J.P. The influence of grain boundaries on mechanical properties/ J.P. Hirth // *Metal. Trans.* – 1972. – Vol. 3. – P. 3047-3067.
274. Кондауров В.И. Основы термомеханики конденсированной среды/ В.И. Кондауров, В.Е. Фортов. – М.: Издательство МФТИ, 2002. – 336 с.
275. Волков И.А. Введение в континуальную механику поврежденной среды/ И.А. Волков, Л.А. Игумнов. – М.: Физматлит, 2017. – 304 с.
276. Прочность материалов и конструкций. – К.: Академперіодика, 2005. – 1088 с.
277. Фізико-математичне моделювання складних систем/ під ред. Бурака Я.Й., Чаплі Є.Я. – Львів: Сполом, 2004. – 264 с.

278. Пелешак Р.М. Электронное перераспределение в окрестности ядра линейной дислокации/ Р.М. Пелешак, Б.А. Лукиянец // Письма в ЖТФ. –1998. –Т. 24, № 2. – С. 37-41.
279. Maugin G.A. Non-Classical Continuum Mechanics. A Dictionary/ Maugin G.A. – Springer, 2017. – 266 p.
280. Afaghi-Khatibi A. An Effective Crack Growth Model for Residual Strength Evaluation of Composite Laminates with Circular Holes/ A. Afaghi-Khatibi, L. Ye, Y.-W. Mat // Journal of Composite Materials. – 1996. – Vol. 30, No. 2. – P. 142-163.
281. Chang K.-Y. Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Tensile Loadings/ K.-Y. Chang, S. Llu, F.-K. Chang // Journal of Composite Materials. – 1991. – Vol. 25, No. 3. – P. 274-301.
282. Xia S. A nonlocal damage approach to analysis of the fracture process zone/ S. Xia, S. Takezono, K. Tao // Engineering Fracture Mechanics. 1994. – Vol. 48, No. 1. – P. 41-51.
283. Леган М.А. О взаимосвязи градиентных критериев локальной прочности в зоне концентрации напряжений с линейной механикой разрушения/ М.А. Леган // Прикладная механика и техническая физика. – 1993. – № 4. – С. 146-154.
284. Харлаб В.Д. Градиентный критерий хрупкого разрушения: Межвуз. темат. сб. тр. СПБИСИ/ В.Д. Харлаб // Исследование по механике строительных конструкций и материалов. СПб.: Санкт-Петербургский государственный архитектурно-строительный университет, 1993. – С. 4-16.
285. Лебедев А.А. Оценка поврежденности конструкционных сталей по параметрам рассеяния характеристик твердости материалов в нагруженном и разгруженном состояниях/ А.А. Лебедев, В.П. Швец // Проблемы прочности. – 2008. – № 3. – С. 29-37.

286. Maugin G.A. The thermomechanics of plasticity and fracture/ Maugin G.A. –Cambridge: Cambridge University Press, 1992. – 350 p.
287. Егоров А.И. Оптимальное управление линейными системами/ Егоров А.И. – К.: Выща школа, 1988. – 278 с.
288. Мещерякова Т.М. Підвищення експлуатаційних властивостей деталей рухомого складу шляхом управління структурно-енергетичним станом потрійних зеренних стиків/ Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін, М.О. Кузін // Матеріали 79-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпро, 2019. – С. 328-330.
289. Analysis of friction interaction and optimization of detail surface hardening technologies using non-local mathematical models/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 100, Issue 1. – P. 21-25.
290. Шемякин Е.И. Синтетическая теория прочности/ Е.И. Шемякин// Физическая мезомеханика. – 1999. – т. 2. – № 6. – с. 63-69.
291. Панин А.В. Зарождение и развитие потоков дефектов на поверхности деформируемого твердого тела/ А.В. Панин, В.А. Клименков, Н.Л. Абрамовская, А.А. Сон// Физическая мезомеханика. – 2000. – т. 3. – № 1. – с. 83-92.
292. Панин А.В. Влияние состояния поверхностного слоя на механизм пластического течения и сопротивление деформации малоуглеродистой стали/ А.В. Панин, В.А. Клименков, Н.Л. Абрамовская, А.А. Сон// Физическая мезомеханика. – 2001. – т. 4. – № 4. – с. 84-52.
293. Конева Н.А. Источники полей напряжений в деформированных поликристаллах/ Н.А. Конева, Л.И. Тришкина, А.Н. Жданов, О.Б. Перевалова, Н.А. Попова, Э.В. Козлов// Физическая мезомеханика. – 2006. – т. 9. – № 3. – с. 93-101.

294. Келли А. Высокопрочные материалы. – М.: Мир, 1976. – 264 с.
295. Трощенко В.Т. Усталость металлов. Влияние состояния поверхности и контактного взаимодействия/ В.Т. Трощенко, Г.В. Цыбанев, Б.А. Грязнов, Ю.С. Налимов. – К.: ИПП НАН Украины, 2009. – 661 с.
296. Kobayashi H. A stress criterion for fatigue crack propagation in metals/ H. Kobayashi, H. Nakazawa// Proc. of the Inter. Conf. on Mechan. Behavior of Mater. Kyoto, Japan Aug. 15-20, 1971. – Vol. 2. – P. 199-208.
297. Kinio T. The role of prior austenite grains in fatigue crack initiation and propagation in low carbon martensite/ T. Kinio, M. Shimizu, K. Ymada et al// Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1979. – 2, No. 3. – p. 231-299.
298. Макаров П.В. Об иерархической природе деформации и разрушения твердых тел/ П.В. Макаров// Физическая мезомеханика. – 2004. – т. 7. – № 4. – с. 25-34.
299. McDowell D.L. Material design: a useful research focus for inelastic behavior of structural metals/ D.L. McDowell// Theoretical and Applied Fracture of mesomechanics in the 21th century: current thinking on multiscale mechanics problems. – 2001. – v. 37. – p. 245-259.
300. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity/ D.L. McDowell// International Journal of Plasticity. – 2010. – v. 26. – p. 1280-1309.
301. Curtarolo S. The high-throughput highway to computational materials design/ S. Curtarolo, G.L. Hart, M.B. Nardelli, N. Mindlo, S. Sanvito, O. Levy// Nature Materials. – 2013. – v. 12. – p. 191-201.
302. Wargnier H. Proposal for multi-material design procedure/ H. Wargnier, F.X. Kromma, M. Danis, Y. Brechet// Materials and Design. – 2014. – v. 56. – p. 44-49.
303. Kopylov V.I. Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties/ V.I. Kopylov// Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2016. – 5/5 (83). – P. 49-57. DOI:10.15587/1729-4061.2016.79586

304. Lyashenko B.A. Determination of the optimal parameters of the structure of functional gradient materials using mathematical modelling approaches/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin, M.O. Kuzin, O.A. Mikosianchyk // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2019. – Volume 92, Issue 1-2. – P. 13-18.
305. Popov V.I. Contact Mechanics and Friction. Physical Principles and Applications. – Springer, 2010. – 367 p. DOI:10.1007/978-3-662-53081-8
306. Кузін О.А., Беспалов С.А., Мещерякова Т.М. Особливості руйнування покращеної сталі 40Х в умовах контактної взаємодії/ О.А. Кузін, С.А. Беспалов, Т.М. Мещерякова// Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2001. – № 3. – С. 91-94. DOI:10.1023/A:1013214323569
307. Durham S.D. Cumulative Damage Models for System Failure with Application to Carbon Fibers and Composites / S.D. Durham, W.I. Padgett// Technometries. – 1997. – Vol. 39, No. 1. – P. 34-44.
308. McEvily A.J. Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention / A.J. McEvily. – Ed. 2. – John Wiley & Sons, 2013. – 480 p.
309. Zohdi T.I. An introduction to Computational Micromechanics [Text]/ ed. by T.I. Zohdi, P. Wriggers// Lecture Notes in Applied and Computational Mechanics. – Springer, 2005. – 198 p.
310. Kundu T. Fundamentals of Fracture Mechanics [Text]/ T. Kundu. – Boca Raton, FL, USA: CRC Press, Taylor and Francis Group, 2008. – 304 p.
311. Лебедев А.А. Метод диагностики состояния материала по параметрам рассеяния характеристик твердости/ А.А. Лебедев, Н.Р. Музыка, Н.Л. Волчек // Завод. лаб. – 2003. – № 12. – С. 49-51.
312. Лебедев А.А. Новый метод оценки деградации материала в процессе наработки/ А.А. Лебедев, Н.Р. Музыка, Н.Л. Волчек // Залізничний транспорт України. – 2003. – № 5. – С. 30-33.

313. Louissette P. Grain boundaries. From theory to engineering/ Louissette P. – Springer, 2013. – 442 p.
314. Experimental and DFT study of the V-Co-Sb ternary system/ I. Romaka, V. Romaka, N. Melnychenko [and other] // Journal of Alloy and Compounds. – 2018. – V. 379 (30) – p. 771-779.
315. McDowell D.L. Concurrent design of hierarchical materials and structures/ D.L. McDowell, G.B. Olson // Scientific modeling and simulation. – 2008. – V. 15. – P. 207-240.
316. Кузін О.А. Використання іонно-плазмового травлення для аналізу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу/ О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, С.А. Беспалов// Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 1999. – № 359. – С. 73-76.
317. Дергач Т.А. Анализ качественных характеристик коррозионно-стойких феррито-аустенитных сталей с целью расширения областей их применения/ Т.А. Дергач// Металознавство та термічна обробка металів. – 2013. – № 3(66). – с. 20-29.
318. Gregory S. Rohrer. Grain boundary energy anisotropy: a review// Journal of Material Science. – 2011. – 48 (18). – p. 5881-5895.
319. Marx M. Interaction of short cracks with the local microstructure/ M. Marx, W. Schaef, H. Vehoff // Procedia Engineering. – Volume 2, I. 1. – 2010. – p. 163-171.
320. Кузін О.А. Вплив мікроструктури на зношування сталі 40Х після поліпшення/ О.А. Кузін, С.А. Беспалов// Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 1999. – № 371. – С. 49-51.
321. Структура і процеси зношування покращених сталей 40Х і 40ХНМ/ Кузін О.А., Беспалов С.А., Волосевич П.Ю., Гарасим Ю.А.// Вісник НУ

«Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2001. – № 422. – С. 104-113.

322. Кусий Я.М. Вплив технологічного маршруту оброблення на формування міжзеренної пошкодженості/ Я.М. Кусий, О.А. Кузін, М.О. Кузін // Східно-Європейський журнал передових технологій. – 2016. – № 1/5 (79). – С. 39-47.

323. Kuzin O. Description of Polycrystalline Systems Taking into Account Their Structure/ O. Kuzin, B. Lukiyanets, N. Kuzin//Технологический аудит и резервы производства. – 2019. - № 1/1 (45). – С. 25 - 30.

324. Kopylov V. Improving contact durability of polycrystalline systems by controlling the parameters of largeangle grain boundaries/ V. Kopylov, O. Kuzin, N. Kuzin// Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2019. – 5/12 (101). – P. 14 – 22.

325. Kopylov V. Improving the energy efficiency of operation of operations of elements of the structures of the rolling stock by means of surface engineering/ V. Kopylov, O. Kuzin, M. Kuzin MATEC Web of Conferences 294(6): January 2019 : 10.1051/matecconf/201929401008

326. Кузін О.А. Вплив мікроструктури матеріалу кистилів на їх руйнування / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін //Залізничний транспорт України. – 2006. – №6. – С. 89-91.

327. Кузін О.А. Роль структуры границ зерен в повышении свойств литых штамповых сталей электрошлакового переплава / О.А. Кузін, Н.Н. Рачковская, В.А. Оныщук // Структура и методы исследования легированных сталей: Тез. докл. конф. – Киев, 1991. – С.40.

328. Фетисова М.М. Влияние технологии электрошлакового переплава на свойства литого биметаллического бурового инструмента / М.М. Фетисова, О.А. Кузін, С.И. Кантор // Современные проблемы электрометаллургии стали: Тез. докл. VII Всесоюзной научн. конф. – Челябинск, 1990. – С. 94-95.

329. Кузин О.А. Влияние кремния на охрупчивание при отпуске низколегированных конструкционных сталей / О.А. Кузин, М.М. Фетисова, Н.Н. Рачковская // Структура и свойства легированных сталей: Тез. докл. семинара. – Киев, 1992. – С. 24-25.

330. Кузин О.А. Роль изменение свойств локальных объемов зерен в процессах интеркристаллитного разрушения сталей после улучшения/ О.А. Кузин// European Multi Science Journal. – 2018. - № 15. – с. 27 – 29.

331. Рачковська Н. М. Вплив температури гартування на характер руйнування сталей 60, 60С2 і 60С2ХА / Н. М. Рачковська, О. А. Кузін, Т. П. Коврова, В. І. Бучко // Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні. 1994. – № 281. – С. 66-68.

332. Кузін О. А. Вплив різнозернистості на властивості і характер руйнування інструментальних сталей / О. А. Кузін, Н. М. Рачковська, Т. П. Коврова, В. П. Шиян // Вісник Державного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – 1995. – № 290. – С. 32-35.

333. Кузін О. А. Структурні фактори підвищення працездатності сталей для породоруйнуючого інструменту / О. А. Кузін, С. І. Кантор, Т. П. Коврова // Конструкційні та функціональні матеріали: Тез. доп. І Міжнар. конф. – Львів, 1993. – С. 89.

334. Особенности химического и фазового состава приграничных зон зерен и зернограничное разрушение улучшаемых сталей / О.А. Кузин, М.М. Фетисова, Н.Н. Рачковская [и др.] // Адгезия расплавов и пайка металлов. – 1992. – Вып. 27. – С. 64-69.

335. Кузін О. А. Вплив карбідної фази на руйнування поліпшених сталей/ О. А. Кузін, Т. П. Коврова, Т. М. Мещерякова // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1999. – № 2. – С. 67-70.

336. Кузін О. А. Роль карбідної фази в процесах руйнування поліпшених сталей/ О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, В. І. Кушпир // Наукові

праці міжнародної наукової конференції «Іван Фещенко-Чопівський вчений і патріот». – Львів, 2009. – С. 66.

337. Кузін О. А. Міжзеренне руйнування економнолегованих сталей після покращення / О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін // Тези 73-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2013. – С. 260-261.

338. Кузін О. А. Підвищення функціональних властивостей покращувальних сталей з використанням комп'ютерного моделювання параметрів границь зерен / О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін // Тези 71-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2011. – С. 363-365.

339. Рачковська Н.М. Вплив температури гартування на характер руйнування сталей 60, 60С2, 60С2ХА/ Н.М. Рачковська, О.А. Кузін, Т.П. Коврова, В.І. Бучко// Вісник Державного університету «Львівська політехніка. Оптимізація виробничих процесів і технічних контроль у машинобудуванні». – № 281. – 1994. – с. 66-68.

340. А.с. 1693087 СССР. Способ термической обработки сталей / О. А. Кузин, Т. И. Якубович, М. М. Фетисова. – Заявл. 6.10.1989.

341. Патент України № 3085. Сталь. МК С22 С 38/32/ Н. М. Рачковська, О. А. Кузін. – Заявл. 26.12.1994.

342. Патент Российской Федерации № 2016126 МК С22 С 38/32/ Н. Н. Рачковская, О. А. Кузин. – Заявл. 15.08.1994.

343. Патент України № 3086. Сталь. МК 22 С22 С 38/12. О. А. Кузін., Н. М. Рачковська. – Заявл. 26.12.1994.

344. Патент Російської Федерації № 2016124 МК 22 С22 С 38/12/ О. А. Кузін., Н. М. Рачковська. – Заявл. 15.08.1994.

345. Кузін М.О. Використання нелокальних моделей пошкоджуваних середовищ для аналізу життєвого циклу

високонавантажених конструкцій/ М.О. Кузін, Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін// Вісник ОНДІСЕ. – 2019. – № 5. – С. 67-70.

346. Мещерякова Т. М. Роль структури у формуванні розсіяних пошкоджень в костіях залізничної колії/ Т. М. Мещерякова, О. А. Кузін, М. О. Кузін// Тези 77-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2017. – С. 209-211.

347. Stotsko Z.A. Use of modern tribology approaches for correcting the behavior of adaptive biomechanical friction units/ Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin, M.O. Kuzin// Archives of Materials Science and Engineering. – 2018. – V. 92, I. 2. – P. 49-52.

348. Коротких Ю. Г. Описание процессов накопления повреждений материала при неизотермическом вязкопластическом деформировании/ Ю. Г. Коротких // Проблемы прочности. – 1985. – № 1. – С. 18-22.

349. Кузін О. А. Роль структури в процесах зношування нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання / О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін // Тези 68-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2008. – С. 109.

350. Бернштейн М.Л. Механические свойства металлов/ М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1979. – 495 с.

351. Фетисова М. М. Влияние состояния межфазных и межзеренных границ на склонность улучшаемых сталей к хрупкому разрушению / М. М. Фетисова, О. А.Кузин, Т. П. Коврова// Адгезия расплавов и пайка материалов. –1987. – Вып. 19. – С. 68-72.

352. Фетисова М.М., Кузин О.А, Коврова Т.П. Влияние микролегирования бором и РЗМ на межзеренное разрушение улучшаемых сталей // Капиллярные и адгезионные свойства расплавов. – Киев: Наукова думка. 1987 – С.110-114.

353. Аверкиев Ю. А. Технология холодной штамповки/ Ю. А. Аверкиев. – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.

354. Кузін О. А. Вибір параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі з використанням підходів механіки / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Поліграфія і видавнича справа. – 2012. – № 2(58). – С. 124-131.

355. Кузін О. А. Використання підходів механіки для оптимізації параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі/ О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін// Тези 72-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2012. – С. 262-264.

356. Панасюк В. В. Про вплив структури матеріалу на поширення тріщин у процесі розтягу тіла / В. В. Панасюк // ДАН УРСР. Серія А. – 1976. – № 9. – С. 811-816.

357. Чаусов Н. Г. Моделирование кинетики деформирования материала в зоне предразрушения / Н. Г. Чаусов //Проблемы прочности. – 2003. – № 2. – С. 54-56.

358. Лебедев А. А. Метод оценки вязкости разрушения материала по рассеянию характеристик твердости / А. А. Лебедев, Н. Р. Музыка, В. П. Швед // Проблемы прочности. – 2007. – № 6. – С. 5-12.

359. Патент 4406 Україна. МКИ 7G01 № 3/00. Спосіб оцінки деградації матеріалу / А. О. Лебедев, М. Р. Музыка // Промислова власність. – опубл. 15.01.2005., Бюл. № 1.

360. Кузін О. А. Шляхи підвищення експлуатаційних характеристик контактних пластин струмоприймачів електровозів/ О. А.Кузін , Т. М. Мещерякова , О. С. Мінеєв [та ін.]// Тези 71-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2011. – С. 361-363.

361. Кузін О. А. Роль структури у формуванні пошкоджень пластин струмознімачів електровозів при контактних навантаженнях / О. А. Кузін,

Р. А. Яцюк, В. І. Кушнір [та ін.]// Тези 74-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2014. – С. 403-405.

362. Кузін О. А. Роль технологічних режимів у формуванні пошкодженості контактних пластин електровозів, отриманих методом порошкової металургії / О. А. Кузін, О. С. Мінеєв, М. О. Кузін // Залізничний транспорт України. – 2015. – № 6. – С. 33-40.

363. Nazarovets O.B. Features of structure changing of copper wires in terms of the complex action of current and high temperatures/ O.B. Nazarovets, V.L. Gudym, O.A. Kuzin // Science and Education a New Dimension. Natural and Technical Science, III (b). – 2015. – Issue 54. – P. 47-52.

364. Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии/ Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий. – В 2-х томах.

Т. 2. Формирование и спекание. – М.: МИСИС, 2002. – 320 с.

365. Borodych F. M. Fractals and fracture scaling in fracture mechanics / F. M. Borodych // International Journal of Fracture. – 1999. – Vol. 95. – P. 239-259.

366. Кузін О. А. Вплив технологічної спадковості на параметри надійності виробів / О. А. Кузін, Я. М. Кусий, В. Г. Топільницький// Технологический аудит и резервы производства. – 2015. – № 1/1 (21). – С. 15-21.

367. Кусий Я. М. Роль технологічних пошкоджень у формуванні поверхневих концентраторів напружень литих заготовок / Я. М. Кусий, О. А. Кузін, В. Г. Топільницький // Збірник праць V-ї Всеукраїнської наукової технологічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні», 8-12 лютого 2016 р. – С. 57-60.

368. Проников А. С. Надежность машин / А. С. Проников. – М.: Машиностроение, 1978. – 592 с.

369. Суслов А. Г. Качество поверхностного слоя деталей машин / А. Г. Суслов. – М.: Машиностроение, 2000. – 320 с.
370. Одноволик Л. А. Підхід до керування базовими геометричними параметрами фюзеляжу літака в контексті PLM-технології / Л. А. Одноволик, Г. А. Вірченко, А. Й. Незенко // Інформаційні системи, механіка та керування. – 2013. – Вип. 9. – С. 15-22.
371. Ящерицын П. И. Технологическая наследственность в машиностроении / П. И. Ящерицын, Э. В. Рыжов, В. И. Аверченко. – Минск: Наука и техника, 1977. – 256 с.
372. Божидарник В. В. Технологія виготовлення деталей виробів: навч. Посібник / В. В. Божидарник, Н. С. Григор'єва, В. А. Шабайкович. – Луцьк: Надстир'я, 2006. – 612 с.
373. Ступницький В.В. Структурно-параметрична оптимізація технологічних процесів при забезпеченні експлуатаційних властивостей деталей/ В. В. Ступницький // Східноєвропейський журнал передових технологій. – 2014. – № 2/3 (68). – С. 9-16.
374. Chen G. Digital prototyping design of electromagnetic unmanned robot applied to automotive test / G. Chen, W. Zhang // Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. – 2015. – V. 32. – p. 54-64.
375. Komotoa H. A framework for computer-aided conceptual design and its application to system architecting of mechatronics products / H. Komotoa, T. Tomigamaa // Computer-Aided Design. – 2012. – V. 44. – P. 931-946.
376. Nolan D. C. Defining Simulation Intent/ D. C. Nolan, C. M. Tierney, C. G. Armstrong // Computer-Aided Design. – 2015. – V. 59. – P. 50-63.
377. Александровская Л. И. Современные методы обеспечения безотказности сложных технических систем: учебник / Л. И. Александровская, А. П. Афанасьев, Л. Л. Лисов. – М.: Логос, 2001. – 208 с.

378. Кузін О. А. Структура чавуна при циклічних змінах температури і навантаження / О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін // Тезиси докладов 75 Международной научно-практической конференции «Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта». – Дніпропетровськ, 2015. – С. 399-401.

379. Кузін О. А. Формування пошкоджень і руйнування чавунів в умовах циклічних змін температури і навантаження / О. А. Кузін, М. О. Кузін, Т. М. Мещерякова // Тезиси докладов 75 Международной научно-практической конференции «Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта». - Дніпропетровськ, 2015. – С. 410-412.

380. Кузін О. А. Оцінка структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу і його вплив на інтеркристалічне руйнування литих сталей / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк, Т. М. Мещерякова, С. А. Беспалов // Науковий вісник. Проблеми деревообробки на рубежі ХХІ століття: наука, освіта, технології. – 1999. – Випуск 9.5. – С. 249-252.

381. Яковлев Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов/ Т.Ю. Яковлева. – К.: Наукова думка, 2003. – 235 с.

382. Лебедев А.А. Оценка предельных уровней рассеянных повреждений в материалах при стационарных режимах статического и циклического нагружения/ А.А. Лебедев, Е.Р. Голубовский, А.М. Локошенков [и др.]// Проблемы прочности. – 2012. - № 6. – с. 5-13.

383. Lebedev A. A. A new method of assessment of material degradation during its operating time / A. A. Lebedev, N. R. Myzika, N. L. Volchek // Zaliznychnyi Transport Ukrainy. – 2003. – Vol. 5. – P. 30-33.

384. Кусий Я. М. Вплив технологічного маршруту оброблення на формування міжзеренної пошкоджуваності виливків / Я. М. Кусий, О. А. Кузін, М. О. Кузін // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2016. - № 1/5 (79). – С. 39-47.

385. Kuzin O. Analysis of technological damageability of casting manufactured in sand molds / O. Kuzin, J. Kusyj, N. Kuzin// Technology audit and production reserves. – 2017. - № 3 (35). – P. 17-23.

386. Кузін О. А. Роль умов кристалізації у формуванні технологічних дефектів виливків / О. А. Кузін, Т. М. Мещерякова, М. О. Кузін // Тези 77-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпро, 2017. – С. 211-213.

387. Кусий Я. Оцінка пошкоджуваності заготовок після лиття в піщані форми / Я. Кусий, О. Кузін, В. Топільницький// Матеріали 13-го Міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків у Львові. – Львів, 2017. – С. 160-161.

388. Кусий Я. М. Оцінка технологічної пошкоджуваності виливків за параметрами розсіювання характеристик твердості / Я. М. Кусий, О. А. Кузін, В. Г. Топільницький // Збірник праць VI-ої Міжнародної наукової технологічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні». – Львів, 2017. – С. 62-65.

389. Кузін О. Вплив умов отримання виливків на формування технологічних пошкоджень / О. Кузін, Я. Кусий, В. Топільницький // Тези доповідей 12 міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків. Львів, 28-29 травня, 2015. – С. 115-116.

390. Кусий Я. М. Роль структури литих заготовок у формуванні пошкодженості при механічній обробці/ Я. М. Кусий, О. А. Кузін// Матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції «Важке машинобудування. Проблеми та перспективи розвитку». – Краматорськ, 2015. – С. 59.

391. Кусий Я. М. Роль розміщення елементів конструкцій у формуванні технологічних пошкоджень виливка/ Я. М. Кусий, О. А. Кузін// Збірник наукових праць 8 Міжнародної науково-технічної конференції

«Прогресивні технології у машинобудуванні». – Івано-Франківськ – Яремче, 2019. – С. 152-154.

392. Volkov I. A. Assessment of the service life of structural steels by using degradation models with allowance to fatigue and creep of the material / I. Volkov, V. Egunov, L. Igumnov, D. Kazakov [and others] // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2015. – V. 56, No. 6. – P. 995-1006.

393. Öchsner A. Continuum Damage and Fracture Mechanics/ A. Öchsner. – Singapore; Heidelberg; New York; Dordrecht; London: Springer, 2016. – XVIII, 163 p.

394. Khosari M. M. Introduction to Thermodynamics of Mechanical Fatigue/ M. M. Khosari , M. Amiri . – CRC Press, Taylor&Francis Group, 2013. – 145 p.

395. Sosnovskiy L. Mechanothermodynamics/ L. Sosnovskiy, S.Sherbakov (Eds.). – Springer – Cham, Heidelberg, new York, Dordrecht, London. – 2016. – 155 p.

396. Alberts B. Continuous Media with Microstructure/ B. Alberts, M. Kuczma. – Springer International Publishing Switzerland, 2016. – 418 p.

397. Altenbach H. Generalized Continua as Models for Classical and Advanced Materials/ H. Altenbach , S. Forest (Eds.). – Springer International Publishing Switzerland, 2016. – 456 p.

398. Mićunović M. V. Thermomechanics of Viscoplasticity. Fundamentals and Applications/ M. V. Mićunović. – Springer, 2009. – 254 p.

399. Херцберг Деформация и механика разрушения конструкционных материалов: Пер. с англ./ Р.В. Херцберг. – М.: Металлургия, 1989. – 575 с.

400. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие / Под ред. Панасюка В.В. Т.4. – Киев: Наук, думка, 1990. – 680 с.

401. Андрейкив А.Е. Пространственные задачи теории трещин/ А.Е. Андрейкив. – Киев: Наук. думка. – 348 с.

402. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов/ Л.Р. Ботвина. – М.: Наука, 1989. – 230 с.
403. Сопротивление материалов деформированию и разрушению. Справочное пособие/ Под ред. В.Т. Трощенко. Ч. 1. – Киев: Наук. думка, 1993. – 285 с.
404. Циклические деформации и усталость металлов: Справочное пособие / Под ред. В.Т. Трощенко. Т. 2. – Киев: Наук. думка, 1985. – 224 с.
405. Нотт Дж. Основы механики разрушения: Пер. с англ/ Дж. Нотт. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
406. Копилов В.І. Використання моделей і методів управління границями зерен для підвищення експлуатаційних властивостей покращувальних сталей/ Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О. // Матеріали Міжнародної наукової конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 10». – Київ: Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», 2020. – С. 238-241.
407. Ritchie R.O. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel / R.O. Ritchie, S.F. Knott, S.R. Rice // S. Mech. And Phys. Solids. – 1973. – №6. – P. 395-410.
408. Nah G.T. The variation of K_{Ic} with temperature and loading rate / G.T. Nah, R.S. Hoagland, A.R. Rosenfeld // Met. Trans. – 1971. – 2, №2. – P. 537-541.
409. Мешков Ю.А. Физические основы разрушения стальных конструкций/ Мешков Ю.А. – Киев: Наук. думка, 1981. – 238 с.
410. Ресурсосберегающие технологии восстановления железнодорожной техники сваркой, наплавкой и напылением: сб. науч. тр., посвящ. 50-летию Отделения сварки / Под ред. Лозинского В.Н. – М.: ВНИИЖТ, 1998. - 271 с.
411. Terashita Y. Analysis of Damaged Rail Weld/ Y. Terashita, M. Tatsumi //Quarterly Report of RTRI. – 2003. – № 44(2). –P. 59-64.

412. Кузін М.О. Вплив мікроструктури на стійкість проти спрацювання нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання/ М.О. Кузін, О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова// Наукові записки. Науково-технічний збірник. – 2006. - № 2(10). – С. 85-97.

413. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства/ Справочник. 2-е изд. – М.: Металлургия. – 1976. – 600 с.

414. Смитлз К. Дж. Металлы: Справочник/ К.Дж. Смитлз. – М.: Металлургия, 1980. – 447 с.

415. Капитонов А.М. Физико-механические свойства композиционных материалов. Упругие свойства: монография/ А.М. Капитонов, В.Е. Редькин. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2013. – 532 с.

416. Копылов В.И. Структура границ зерен и износостойкость материалов после плазменной обработки/ Копылов В.И., Кузин О.А., Кузин Н.О., Люшенко Е.О.// Матеріали Х Міжнародної науково-практичної конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем». – Чернігів, 2020. – с. 63-66.

417. Kopylov V.I. Using the capabilities of open CAE-systems for optimizing surface engineering technologies/ Kopylov V.I., Kuzin O.A., Kuzin N.O.// VI Міжнародна науково-технічна конференція «Актуальні проблеми інженерної механіки та технології машинобудування». м. Миколаїв. – 2020. – с. 63-65.

418. Копилов В.І. Особливості мікроструктури і утворення дефектів в рейкових з'єднаннях при термітному зварюванні / Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О., Єрко О.О., Люшенко Є.О. // Матеріали VI-ої Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні технології промислового комплексу – 2020», випуск 6. – Херсон: ХНТУ, 2020. – С.38-39.

ДОДАТКИ

Додаток А.

Текст програми написаної на мові Python з використанням пакету FEniCS для розв'язання задач встановлення експлуатаційних параметрів поверхонь розділу методом скінчених елементів.

Текст основного файлу analysis_stress1.py.

```
import dopom_1 as dop
#This function evaluates size of softening zones of current softing
def eval_soft_zones(Q = 0.1, P = 12, Level_of_Softening = 0, depth = 10, R=1, Z=10):
    t, Min_S_L = dop.Stress_Calculate_Function(Q = Q, Pmax = P, NC=30, HV0=3900, R1=R, Z1=Z,
    flag_to_draw_plots=0, depth = depth, Level_of_Softening = Level_of_Softening)
    return t
#This function evaluates min level of softing
def eval_value_of_soft_zones(Q = 0.1, P = 12, depth = 10):
    t, Min_S_L = dop.Stress_Calculate_Function(Q = Q, Pmax = P, NC=50, HV0=3900,
    flag_to_draw_plots=0, depth = depth)
    return Min_S_L
def graphic_plot_Size():
    Last_Number = 100
    Step = 1
    P0 = 12
    S_L = 0
    X1 = [(i) * 0.05 for i in range(0, Last_Number + 1, Step)]
    Y1 = [eval_soft_zones(Q=X1[i], P=P0, Level_of_Softening=S_L) for i in range(0, Last_Number + 1,
    Step)]
    dop.mypplot(X=X1, Y=Y1, S_L=str(S_L))
    # dop.mypplot()
    return 0
def graphic_plot_softing_zones_0(R1=1, Z1=10, P = 15):
    Last_Number = 10
    Step = 40
    P0 = P
    S_L = 0
    Q1 = 0.50
    step_koef = (Last_Number) / (Step)
    X1 = [(i) * step_koef for i in range(1, Step + 1, 1)]
    Y1 = [eval_soft_zones(Q = 0.06, P = P0, depth = X1[i], R=R1, Z = Z1, Level_of_Softening = S_L) for i in
    range(0, Step, 1)]
    Y2 = [eval_soft_zones(Q = 0.125, P = P0, depth = X1[i], R=R1, Z = Z1, Level_of_Softening = S_L) for i
    in range(0, Step, 1)]
    Y3 = [eval_soft_zones(Q = 0.25, P = P0, depth = X1[i], R=R1, Z = Z1, Level_of_Softening = S_L) for i in
    range(0, Step, 1)]
    Y4 = [eval_soft_zones(Q = 0.50, P = P0, depth = X1[i], R=R1, Z = Z1, Level_of_Softening = S_L) for i in
    range(0, Step, 1)]
    dop.mypplot(X=X1, Y1=Y1, Y2 = Y2, Y3 = Y3, Y4 = Y4, N_L = str(P0)+'*10^4 H.')
    # dop.mypplot()
    return 0
def graphic_plot_M_S_L():
    Last_Number = 50
    Step = 1
    P0 = 12
    step_koef = 0.5
    K_F_min = (-1)*(step_koef*Last_Number)
    X1 = [(K_F_min + (i) * step_koef) for i in range(0, 2*Last_Number + 1, Step)]
    Y1 = [eval_value_of_soft_zones(Q=X1[i], P=P0) for i in range(0, 2*Last_Number + 1, Step)]
    dop.mypplot1(X=X1, Y=Y1, Load = str(P0))
```

```

    return 0
#Plot the dependencies of softening from hardening zone
def graphic_plot_hardening_zone():
    Last_Number = 10
    Step = 1
    P0 = 12
    step_koef = 40/(Last_Number)
    X1 = [(step_koef + (i) * step_koef) for i in range(0, Last_Number, Step)]
    Y1 = [eval_value_of_soft_zones(Q=0.2, P=P0, depth = X1[i]) for i in range(0, Last_Number, Step)]
    dop.myplo1(X=X1, Y=Y1, Load=str(P0), TitleX = 'Size of hardening Zone', Friction_koef = str(0.2))
def main():
    graphic_plot_softing_zones_0(R1 = 1.0, P = 10, Z1 = 4.5) ###!!!
if __name__ == '__main__':
    main()

```

Текст модулю dорom_1.py, що підключається до основного файлу.

```

from numpy import *
from fenics import *
from mshr import *
import matplotlib.pyplot as plt
def Stress_Calculate_Function(
    R_Height = 50, # Region Height
    R_Width = 100, #Region Width
    depth = 10, #Depth of surface hardening
    HV0 = 3900, #Surface hardness
    HV1 = 2600, # Harness in main material
    Spot_Diam = 13, # Spot diameter
    Pmax = 12, # Force loads, ton
    Q = 0.25, # Friction koef
    NC = 50, # Number of Cells in region
    R1 = 1, #Radius of surface defect
    Z1 = 10, #distance from defect and contact interface zone
    Range_min = 0.9, # For strength distribution illustrations Min
    Range_max = 1, # For strength distribution illustrations Max
    Level_of_Softening = 0.998,
    flag_to_draw_plots = 1 #Flag which describes is it neccesary to draw plots 1 true, 0 false
):
    ## Additional functions
    def boundary_g(x, on_boundary):
        tol = 1E-14
        return on_boundary and near(x[1], 0, tol)
    def sigma_s(u):
        return 0.5 * (nabla_grad(u) + nabla_grad(u).T)
    ## Additional Class
    class TopBoundary(SubDomain):
        def __init__(self, Height):
            SubDomain.__init__(self)
            self.Height = Height
        def inside(self, x, on_boundary):
            tol111 = 1E-14
            return (on_boundary and (abs(x[1] - self.Height) <= tol111))
    ##Preprocessing block
    # Object creation...
    ob = Rectangle(Point(0, 0), Point(R_Width, R_Height))
    if (R1>0):
        defect1 = Circle(Point(0.5*R_Width, R_Height- Z1), R1)
        #defect2 = Circle(Point(0.5*R_Width + Z1, R_Height), R1)
        ob = ob - defect1# - defect2
    # Mesh generation...
    mesh = generate_mesh(ob, NC)
    #Function spaces...
    V = VectorFunctionSpace(mesh, "CG", 2)

```

```

V1 = FunctionSpace(mesh, "CG", 2)
#Test and Trial Function creation...
u = TrialFunction(V)
v = TestFunction(V)
d = u.geometric_dimension()
#Properties of material
## Elastic properties
E1 = HV0 * (10 ** 6) / (sin((pi / 2) * 68 / 90) * 0.013)
E2 = HV1 * (10 ** 6) / (sin((pi / 2) * 68 / 90) * 0.013)
mu = 0.25
KK_1 = E1 / (3 * (1 - 2 * mu))
KK_2 = E2 / (3 * (1 - 2 * mu))
GG_1 = E1 / (2 * (1 + mu))
GG_2 = E2 / (2 * (1 + mu))
A_K = (KK_1 - KK_2)/depth
B_K = KK_1 - A_K * R_Height
A_G = (GG_1 - GG_2)/depth
B_G = GG_1 - A_G * R_Height
K = Expression('(x[1] >= (R - dx1)) and (x[1] <= R)? a*(x[1])+b: Z2', degree=2,
               Z2=KK_2, R=R_Height, dx1=depth, a = A_K, b=B_K)
G = Expression('(x[1] >= (R - dx1)) and (x[1] <= R)? a*(x[1])+b: Z2', degree=2,
               Z2=GG_2, R=R_Height, dx1=depth, a = A_G, b=B_G)

## Strength properties
S1 = (1 / 3) * HV0 * (10 ** 6) * (sin((pi / 2) * 65 / 90)) / (sin((pi / 2) * 68 / 90))
S2 = (1 / 3) * HV1 * (10 ** 6) * (sin((pi / 2) * 65 / 90)) / (sin((pi / 2) * 68 / 90))
A_S = (S1 - S2) / depth
B_S = S1 - A_S * R_Height
Strength_Expr1 = Expression('(x[1] >= (R - dx1)) and (x[1] <= R)? a*(x[1])+b: Z2', degree=2,
                             Z2=S2, R=R_Height, dx1=depth, a=A_S, b=B_S)

##Condition block
#Zero condition block
u_g = Constant((0.0,0.0))
bc = DirichletBC(V,u_g,boundary_g)
#Force conditions
boundary_parts = MeshFunction("size_t", mesh, mesh.topology().dim()-1)
ds = Measure('ds', domain=mesh, subdomain_data=boundary_parts)
boundary_parts.set_all(0)
Boundary_Top = TopBoundary(R_Height)
Boundary_Top.mark(boundary_parts,1)
R = 0.5*Spot_Diam
xx = 0.5*R_Width
aa = (-3/4)*(Pmax*1000000000*9.8)/(R**3)
bb = (3/2)*(Pmax*1000000000*9.8)*xx/(R**3)
cc = (3/4)*(Pmax*1000000000*9.8)*(R**2 - xx**2)/(R**3)
PP = (Pmax*1000*9.8*10**6)/(3.14*R*R)
#print(PP)
Loads = Expression('((x[0]>=(Z0-R1)) and (x[0]<=(Z0+R1)))? (-1)*(a*x[0]*x[0]+b*x[0]+c):0',
                   '((x[0]>=(Z0-R1)) and (x[0]<=(Z0+R1)))?
(q)*(a*x[0]*x[0]+b*x[0]+c):0'),
               degree = 2, a = aa, b = bb, c = cc, q = Q, Z0 = xx, R1 = R)
Loads1 = Expression('((x[0]>=(Z0-R1)) and (x[0]<=(Z0+R1)))? (-1)*(PP):0',
                   '((x[0]>=(Z0-R1)) and (x[0]<=(Z0+R1)))? (-q)*(PP):0'),
               degree = 2, q = Q, Z0 = xx, R1 = R, Pmax = Pmax, PP = PP)
ZZ = dot(Loads1,v)*ds(1)
## Processing block. Equation block
N1 = (K - (2/3)*G)*div(u)*Identity(d) + 2*G*sigma_s(u)
N2 = grad(v)
N3 = (inner(N1, N2))*dx
u = Function(V)
solve(N3 == ZZ,u,bc)
## PostProcessing block
##Plot block...
#plt.colorbar(p)

```

```

if flag_to_draw_plots:
    plt.figure()
    plot(mesh,title = "Object")
if flag_to_draw_plots:
    plt.figure()
    p = plot(u,title = "Displacement")
    plt.colorbar(p)
# Compute and plot stress in von_Mises form
ss = (K - (2/3)*G)*div(u)*Identity(d) + 2*G*sigma_s(u)
s = ss - (1.0 / 3.0) * tr(ss) * Identity(d)
von_Mises = sqrt((3.0 / 2.0) * inner(s, s))
Expr_von_Mises = project(von_Mises,V1)
if flag_to_draw_plots:
    plt.figure()
    p = plot(Expr_von_Mises,cmap=plt.cm.gray_r)
    #plt.title("Stress in von Mises Form, 1e9 Pa",fontsize=20)
    plt.ylabel('Depth of the region ' + str(R_Height) + ' mm', fontsize=20)
    plt.xlabel('Width of the region ' + str(R_Width) + ' mm', fontsize=20)
    cb = plt.colorbar(p)
    cb.ax.tick_params(labelsize=20)
    plt.xticks([])
    plt.yticks([])
#Compute distribution of strength parameters of material
Strength_in_Points = ((Strength_Expr1 - abs(von_Mises)))/(Strength_Expr1)
Strength_in_Area = project(Strength_in_Points,V1)
if flag_to_draw_plots:
    plt.figure()
    p = plot(Strength_in_Area, mode='color', vmin=0,
vmax=Strength_in_Area.vector().max(),cmap=plt.cm.gray_r)
    plt.xticks([])
    plt.yticks([])
    plt.ylabel('Depth of the region ' + str(R_Height) + ' mm', fontsize=20)
    plt.xlabel('Width of the region ' + str(R_Width) + ' mm', fontsize=20)
    cb = plt.colorbar(p)
    cb.ax.tick_params(labelsize=20)
if flag_to_draw_plots:
    plt.show()
## Compute the level of softening
S = 0
ZZ = Strength_in_Area.vector()
for Softing in ZZ:
    if Softing <= Level_of_Softening:
        S = S + 1
Area_Softing_Size = S/len(ZZ)
if flag_to_draw_plots:
    print("Area size of softing (percents):", Area_Softing_Size*100)
    print("Min Softing_Level:",Strength_in_Area.vector().min())
    return Area_Softing_Size, Strength_in_Area.vector().min()
def myplot(X = [0,1,2,3], Y1 = [0,1,2,3], Y2 = [0,1,2,3], Y3 = [0,1,2,3], Y4 = [0,1,2,3] ,
    S_L=" ,F_k=" , N_L = "):
    plt.figure()
    plt.plot(X,Y1,'r',color='k',label = 'Frict_coef 0.06')
    plt.plot(X, Y2, '--', color='k',label = 'Frict_coef 0.125')
    plt.plot(X, Y3, '-.', color='k',label = 'Frict_coef 0.25')
    plt.plot(X, Y4, ':', color='k',label = 'Frict_coef 0.50')
    plt.title(' Normal load is: ' + N_L + ',fontsize=20)
    plt.xlabel('d, mm',fontsize=20)
    plt.ylabel('Level of softening ',fontsize=20)
    plt.xticks(fontsize = 20)
    plt.yticks(fontsize = 20)
    plt.ylim(0,max(max(Y1),max(Y2),max(Y3),max(Y4)))
    plt.xlim(min(X),max(X))
    plt.legend(fontsize = 20)

```

```

plt.show()
return 0
#Function plots the dependence of minimum softing level of friction koef
def myplot1(X = [0,1,2,3], Y = [0,1,2,3], Load = "", TitleX = 'Friction koef', Friction_koef="",
            TitleY = 'Minimum softing level'):
    plt.figure()
    plt.plot(X,Y,'r',color='k')
    plt.title("Normal Load is: " + Load + "," + "Friction koef:" + Friction_koef, fontsize=12)
    plt.xlabel(TitleX, fontsize=12)
    plt.ylabel(TitleY, fontsize=12)
    plt.ylim(1.0*min(Y), 1.0*max(Y))
    plt.xlim(min(X), max(X))
    plt.show()
return 0

```


Додаток Б

**Акти про впровадження та використання результатів дисертаційної
роботи**



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ
ПРИ ГОСУДАРСТВЕННОМ КОМИТЕТЕ СССР ПО НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
(ГОСКОМИЗОБРЕТЕНИЙ)

АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№

1693087

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Госкомизобретений выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:

"Способ термической обработки сталей"

Автор (авторы): **Кузин Олег Анатольевич и другие, указанные в описании**

**ЛЬВОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ ИМ.
ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА**

Заявитель:

Заявка № **4759378**

Приоритет изобретения **6 октября 1989г.**

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений СССР

22 июля 1991г.

Действие авторского свидетельства распространяется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета

Начальник отдела

[Подписи]



СОЮЗ СОВЕТСКИХ СОЦИАЛИСТИЧЕСКИХ РЕСПУБЛИК
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО ИЗОБРЕТЕНИЯМ И ОТКРЫТИЯМ
ПРИ ГОСУДАРСТВЕННОМ КОМИТЕТЕ СССР ПО НАУКЕ И ТЕХНИКЕ
(ГОСКОМИЗОБРЕТЕНИЙ)

АВТОРСКОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО

№

1560609

На основании полномочий, предоставленных Правительством СССР, Госкомизобретений выдал настоящее авторское свидетельство на изобретение:

"Сталь"

Автор (авторы): Фетисова Мария Мартыновна, Плешаков Эдуард Иванович, Рачковская Нина Николаевна, Кузин Олег Анатольевич и Заленский Эдуард Иосифович

Заявитель: ЛЬВОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ ИМ. ЛЕНИНСКОГО КОМСОМОЛА

Заявка №

4184014

Приоритет изобретения

19 января 1987г.

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений СССР

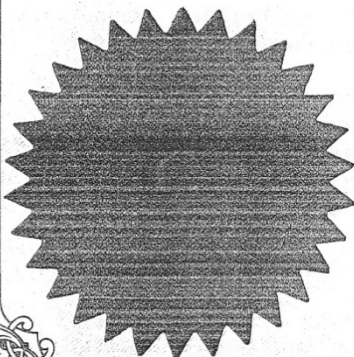
3 января 1990г.

Действие авторского свидетельства распространяется на всю территорию Союза ССР.

Председатель Комитета

Начальник отдела

Ю. Заленский
Зинев



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

КОМИТЕТ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ПО ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ

(РОСПАТЕНТ)

ПАТЕНТ

N 2016124

на ИЗОБРЕТЕНИЕ:

"Сталь"

Патентообладатель(ли): Львовский политехнический институт

Страна:

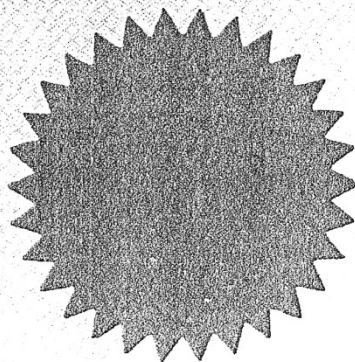
Автор (авторы): Кузин Олег Анатольевич и Рачковская Нина
Николаевна

Приоритет изобретения 8 ИЮЛЯ 1991г.

Дата поступления заявки в Роспатент 8 ИЮЛЯ 1991г.

Заявка N 5005002

Зарегистрировано в Государственном
реестре изобретений 15 ИЮЛЯ 1994г.



ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РОСПАТЕНТА

ДЕРЖАВНЕ ПАТЕНТНЕ
ВІДОМСТВО УКРАЇНИ

Україна, 254655, Київ-53, МСП, Львівська площа, 8

Тел. 7 (044) 212-5082



ГОСУДАРСТВЕННОЕ ПАТЕНТНОЕ
ВЕДОМСТВО УКРАИНЫ

Украина, 254655, Киев-53, ГСП, Львовская пл., 8

Факс: 7 (044) 212-3449

6.06.94 № 6/2288

На №

ДОВІДКА

про реєстрацію винаходу

В Державному реєстрі винаходів України здійснена
реєстрація винаходу

СТАЛЬ

за заявою N 93310979 від 19 лютого 1993 року
за заявою колишнього СРСР N 5005001 від 08 липня 1991
року

Патенту України надано N 3085, дата реєстрації 16 трав-
ня 1994 року.

Власник патенту: Державний університет "Львівська по-
літехніка"

Адреса для листування: 290646, м. Львів-13,
вул. С.Бандери, 12, ЛПІ, патентно-ліцензійний відділ

Патент діє до 08 липня 2011 року за умови сплати
щорічного мита за підтримання його чинності

*Вам необхідно сплатити мито за
3-й (0,1 МЗП) та за 4-й (0,2 МЗП) роки дії
патенту*

Начальник Управління
державних реєстрів
Держпатенту України



В. МАТВІЄНКО

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

КОМИТЕТ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ПО ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ

(РОСПАТЕНТ)

ПАТЕНТ

N 2016126

на ИЗОБРЕТЕНИЕ:

"Сталь"

Патентообладатель(ли): Львовский политехнический институт

Страна:

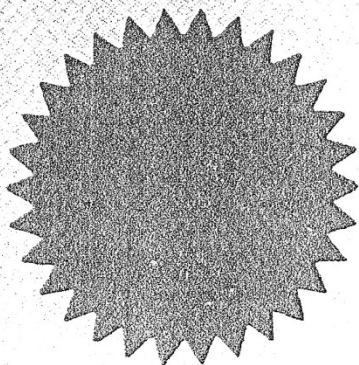
Автор (авторы): Рачковская Нина Николаевна и Кузин Олег
Анатольевич

Приоритет изобретения 8 июля 1991 г.

Дата поступления заявки в Роспатент 8 июля 1991 г.

Заявка N 5005001

Зарегистрировано в Государственном
реестре изобретений 15 июля 1994 г.

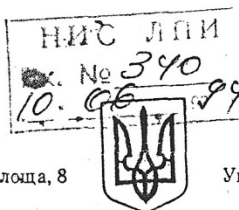


ПРЕДСЕДАТЕЛЬ РОСПАТЕНТА

ДЕРЖАВНЕ ПАТЕНТНЕ
ВІДОМСТВО УКРАЇНИ

Україна, 254655, Київ-53, МСП, Львівська площа, 8

Тел. 7 (044) 212-5082



ГОСУДАРСТВЕННОЕ ПАТЕНТНОЕ
ВЕДОМСТВО УКРАИНЫ

Украина, 254655, Киев-53, ГСП, Львовская пл., 8

Факс: 7 (044) 212-3449

6.06.94 № 6/22 89

На № _____

ДОВІДКА

про реєстрацію винаходу

В Державному реєстрі винаходів України здійснена
реєстрація винаходу

СТАЛЬ

за заявкою N 93310980 від 19 лютого 1993 року
за заявкою колишнього СРСР N 5005002 від 08 липня 1991
року

Патенту України надано N 3086, дата реєстрації 16 трав-
ня 1994 року.

Власник патенту: Державний університет "Львівська по-
літехніка"

Адреса для листування: 290646, м. Львів-13, вул.
С.Бандери, 12, ЛПІ, патентно-ліцензійний відділ

Патент діє до 08 липня 2011 року за умови сплати
щорічного мита за підтримання його чинності

*Вам необхідно сплатити мито
за підтримання чинності патенту за
3-й (0,1 МЗП) та за 4-й (0,2 МЗП) роки.*

Начальник Управління
державних реєстрів
Держпатенту України



В. МАТВІЄНКО

О. А. КУЗИН, Р. А. ЯЦЮК

МЕТАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ

Підручник

Львів
Афіша
2002

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАУКОВО-МЕТОДИЧНИЙ ЦЕНТР ВИЩОЇ ОСВІТИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЛЬВІВСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Рекомендовано Міністерством освіти і науки України
як підручник
для студентів вищих навчальних закладів
(лист від 17. 05. 2001 р. № 14/18.2—672)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАУКОВО-МЕТОДИЧНИЙ ЦЕНТР ВИЩОЇ ОСВІТИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЛЬВІВСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

О. А. КУЗІН, Р. А. ЯЦЮК

МЕТАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ

Підручник

Київ
«Основа»
2005

УДК 669.017(075.8)

ББК 34.2я073

К 89

*Рекомендовано Міністерством освіти і науки України
як підручник для студентів вищих навчальних закладів
(лист від 17. 05. 2001 р. № 14/18.2-672)*

Рецензенти: *О. М. Романів* — д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН України,
голова Наук. т-ва ім. Шевченка;
С. Є. Кондратюк — д-р техн. наук, проф., Фізико-техн. ін-т
металів і сплавів НАН України, м. Київ.

Кузін О. А., Яцюк Р. А.

К 89 **Металознавство та термічна обробка металів. Підручник. — К.:
Основа, 2005. — 324 с.
ISBN 966-699-084-9**

У підручнику викладено основи металознавства чорних і найбільш поширених кольорових металів та їх сплавів. Основна увага приділена будові металевих матеріалів, їх атомній і кристалічній структурі, можливостям змінювати цю структуру та впливати на зміну їх властивостей. Розглянуто основні закономірності формування структури, а також фундаментальні положення теорії та технології термічної обробки сталей, чавунів, кольорових металів і сплавів. Представлені рекомендації з їх раціонального застосування. Вперше описані принципи використання системного аналізу в металознавстві, побудови інваріантних моделей структури сплавів з метою прогнозування їх властивостей.

Підручник призначений для студентів вищих навчальних закладів, що навчаються за машинобудівними чи суміжними спеціальностями, а також може бути корисним викладачам та спеціалістам підприємств і проектно-конструкторських організацій.

УДК 669.017 (075.8)

ББК 34.2я073

Навчальне видання

МЕТАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ

Підручник

Редагування і комп'ютерне верстання СПД *Зелінська В. М.*

Підписано до друку 14.01.05. Формат 60х84/16.

Папір офсетний. Гарнітура Таймс. Друк офсетний.

Ум. друк. арк. 18,83. Обл.-вид. арк. 17,26.

Тираж 500 прим. Зам. № 4-8.

Видавництво ТОВ «Основа».

Свідоцтво про внесення до Державного реєстру видавців

ДК № 1981 від 21.10.2004.

01032, м. Київ-32, вул. Жилянська, 87/30,

тел.: (044) 239-38-97, тел/факс: 239-38-95, 239-38-96.

Видруковано СПД *Козюк В. Л.*

Адреса: 01001, Київ-1, а/с 387.

Передрукування заборонено

ISBN 966-699-084-9

© О. А. Кузін, Р. А. Яцюк, 2005

© Видавництво «Основа», 2005

Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Львівська політехніка»
Дніпропетровський національний університет
залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна

**Т. М. Мещерякова, Р. А. Яцюк,
О. А. Кузін, М. О. Кузін**

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Підручник

Видавництво «Коло»

2015

УДК 620.2(075)

ББК 30.3я73

М 33

*Рекомендовано Міністерством освіти і науки України
як підручник для вищих навчальних закладів
(лист № 1/11-4604 від 31.03.2014 р.)*

Рецензенти: *М. С. Козут* – д-р техн. наук, проф., заслужений діяч науки і техніки України, Львівський національний аграрний університет
М. М. Николишин – д-р фіз.-мат. наук, проф., Інститут прикладних проблем механіки і математики НАН України, м. Львів
І. М. Зінь – д-р техн. наук, проф., Фізико-механічний ін-т НАН України
ім. Г. В. Карпенко

М 33 Мещерякова Т. М. Матеріалознавство [Текст] : підруч. / Т. М. Мещерякова, Р. А. Яцюк, О. А. Кузін, М. О. Кузін. – Дрогобич : Коло, 2015. – 400 с.
ISBN 978-617-642-102-3

У підручнику викладено основи металознавства чорних і найбільш поширених кольорових металів та їх сплавів, а також розглянуто неметалеві матеріали, які використовуються в загальному і транспортному машинобудуванні, зокрема, при виготовленні деталей і вузлів залізничної техніки. Значна увага приділена будові матеріалів, їх атомній і кристалічній структурі, можливостям змінювати цю структуру та впливати на їх властивості. Розглянуто основні закономірності формування структури, а також фундаментальні положення теорії та технології термічної обробки сталей, чавунів, кольорових металів і сплавів. Приведено основні характеристики розповсюджених у промисловості композитів, металокерамічних і неметалевих матеріалів. Представлені рекомендації з їх раціонального застосування і наведені найбільш необхідні в практичній діяльності довідкові матеріали.

Підручник призначений для студентів вищих навчальних закладів, що навчаються за машинобудівними чи суміжними спеціальностями, а також може бути корисний викладачам та спеціалістам підприємств і проектно-конструкторських організацій.

УДК 620.2(075)

ББК 30.3я73

ISBN 978-617-642-102-3

© Т. М. Мещерякова та ін., 2015



МІНІСТЕРСТВО ЮСТИЦІЇ УКРАЇНИ
ЛЬВІВСЬКИЙ НАУКОВО-ДОСЛІДНИЙ ІНСТИТУТ СУДОВИХ ЕКСПЕРТИЗ
 вул. Липинського, 54, м. Львів, 79024, тел. 231-70-61, 231-76-13, e-mail: Indise@ukr.net, ЄДРПОУ 23272864

Затверджую

Директор Львівського науково-дослідного
 інституту судових експертиз
 канд. хім. наук



О.Ф. Курильова

2018 р.

АКТ ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ
наукових результатів дисертаційної роботи
Кузіна Олега Анатолійовича

Доцентом, к.т.н. Кузіним Олегом Анатолійовичем виконується дисертаційна робота на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук.

Результати роботи впроваджено у Львівському науково-дослідному інституті судових експертиз при розробці методик судових експертиз дослідження залізнично-транспортних подій і виконанні держбюджетної науково-дослідної роботи «Розробка методичних рекомендацій по встановленню причин відмови функціонування елементів транспортної інфраструктури на основі інформації, що містяться у матеріалах, які подані на дослідження» (№ держреєстрації 0117U000688).

Встановлені в роботі закономірності впливу хімічного складу, структури, фазового і енергетичного стану границь зерен на утворення міжзеренних пошкоджень і інтеркристалітне руйнування сталей дозволило поглибити теоретичні уявлення про особливості і механізми формування дефектів в практиці судової залізнично-транспортної експертизи при вирішенні прикладних проблем прогнозування розвитку деструктивних процесів в деталях залізничних конструкцій.

Використання запропонованого в роботі критерію оцінки схильності до міжзеренного руйнування сталей при аналізі залізнично-транспортних подій дає можливість встановлювати причини руйнування деталей, що функціонують при інтенсивних навантаженнях, визначати їх пошкоджуваність і залишковий ресурс.

Вчений секретар Львівського
 науково-дослідного інституту судових експертиз

 Н.В. Гординська



УКРАЇНА
 ТОВАРИСТВО з ДОДАТКОВОЮ ВІДПОВІДАЛЬНІСТЮ
 «ЛЬВІВСЬКИЙ ЗАВОД ФРЕЗЕРНИХ ВЕРСТАТИВ»
 79035, Україна, Львівська обл., Львів, вул. Зелена, буд. 149
 Ідентифікаційний код 00222278 ПІН 002222713044
 свідоцтво платника ПДВ 200032648
 Тел.: (032) 270 57 68, 270 46 05
 Факс: (032) 270 81 85
 E-mail: stanok@lviv.farlep.net
 www.stanok.lviv.ua

Вих. № 422 від 08.08.18р

«Затверджую»
 Директор ТзДВ «Львівський завод
 фрезерних верстатів»
 В.С. Гринчук
 « » 201_р.

АКТ ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ наукових результатів дисертаційної роботи Кузіна Олега Анатолійовича

Доцентом, кандидатом технічних наук Кузіним Олегом Анатолійовичем виконується дисертаційна робота на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук.

Результати дисертаційної роботи впроваджено товариством з додатковою відповідальністю «Львівський завод фрезерних верстатів» (м. Львів) при розробці технічного завдання на виготовлення деталей комбінованого агрегату ЛК-6 для передпосівного обробітку ґрунту.

Розроблені в роботі методи вибору оптимальних режимів технологічної обробки з врахуванням фазового складу сталей, легування, термічного зміцнення та параметрів внутрішніх поверхонь розділу дали можливість отримувати структуру поверхневих шарів, яка найкраще відповідає умовам експлуатації виробів.

Запропоновані методи управління структурно-енергетичним станом границь зерен були апробовані при виготовленні деталей комбінованих агрегатів обробітку ґрунту – робочих стрілок зі сталі 65Г, котків-зі сталі 45Л, стрільчастих лап зі сталі 40Х, що забезпечило підвищення опору до утворення міжзеренних пошкоджень і руйнування деталей в умовах абразивного зношування та динамічних навантажень, і є ефективними при створенні виробів із заданим життєвим циклом.

Головний інженер



О.О. Мілігула

Головний конструктор



Д.П. Козира



**ТОВАРИСТВО З ОБМЕЖЕНОЮ ВІДПОВІДАЛЬНІСТЮ
“ІНТЕРПЕТ”**

79024 м. Львів, вул. Гайдучка, 5
код ЄДРПОУ 30492103
тел./факс (032) 294-86-96 294-04-39, 294-83-32
e-mail: office@galpet.lviv.ua

розрахунковий рахунок: 260020001894 в ВАТ "ДЕРЖ.ЕКС-ІМП.БАНК УКРАЇНИ" м. Львів, МФО 325718

індивідуальний податковий номер 304921013100
свідоцтво про реєстрацію платника ПДВ 100164418

№ 124 від 17.04.2018

«Затверджую»

Директор ТзОВ «ІНТЕРПЕТ»

Я.М. Романчук

«17» 04 2018 р.

**АКТ ПРО ВПРОВАДЖЕННЯ
наукових результатів дисертаційної роботи
Кузіна Олега Анатолійовича**

Доцентом, кандидатом технічних наук Кузіним Олегом Анатолійовичем виконується дисертаційна робота на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук.

Матеріали дисертаційної роботи впроваджено фірмою «ІНТЕРПЕТ» (м. Львів) при розробці технічного завдання на виготовлення деталей візків трамвайних вагонів СП «Електрон».

Встановлені в роботі закономірності керування властивостями сплавів методами інженерії границь зерен, побудовані системні і фізично-розрахункові моделі дозволили провести оцінювання впливу кількісних параметрів мікроструктури на опір знеміцненню границь зерен та здатність сталей до розвитку деструктивних процесів в деталях при дії зовнішніх навантажень для створення функціонально-орієнтованих технологій отримання виробів із заданим життєвим циклом.

Отримані результати були апробовані при виборі оптимальних технологічних процесів оброблення балок порталної вісі візків вагонів зі сталі 35ХМФЛ з метою підвищення опору руйнуванню в умовах динамічних і контактних навантажень під час їх експлуатації шляхом управління структурно-енергетичним станом границь зерен поверхневих шарів виробів.

Головний інженер

Головний конструктор



В.З. Яворський

В.А. Данай

Додаток В

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. Кузін О.А. Керування властивостями мікролегованих сталей за допомогою параметрів внутрішніх поверхонь розділу / О.А. Кузін// Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2000. – № 5. – С. 101-106. (*Наукометричні бази Scopus, Web of Science*)

2. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання при дослідженні впливу параметрів зеренної структури на експлуатаційні властивості сталі/ О.А. Кузін // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №290. – Львів: Львівська політехніка. 1995. – С.35-39.

3. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури сталей під час використання інваріантних моделей/ О.А. Кузін// Вісник Державного університету «Львівська політехніка» «Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні». – № 394. – Львів: Львівська політехніка, 2000. – С. 124-129.

4. Кузин О.А. Роль изменения свойств локальных объемов зерен в процессах интеркристаллитного разрушения сталей после улучшения/ О.А. Кузін// European multi science journal. – 2018. – № 15. – С. 27-29. (*Наукометрична база РИНЦ*)

5. Кузін О.А. Вплив карбідної фази на руйнування поліпшених сталей/ О.А. Кузін, Т.П. Коврова, Т.М. Мещерякова // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 1999. – №2. – С. 67-70. (*Наукометричні бази Scopus, Web of Science*)

6. Кузін О.А. Особливості руйнування покращеної сталі 40Х в умовах контактної взаємодії / О.А. Кузін, С.А. Беспалов, Т.М. Мещерякова //

Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2001. – № 3. – С. 115-117.
(*Наукометричні бази Scopus, Web of Science*)

7. Кузін О.А. Використання математичних моделей механіки для визначення оптимальних параметрів мікроструктури сплавів з підвищеною зносостійкістю/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, М.О. Кузін// Фізико-хімічна механіка матеріалів – 2009. – № 4. – С. 105–109. (*Наукометричні бази Scopus, Web of Science*)

8. Stotsko Z.A. Use of modern tribology approaches for correcting the behavior of adaptive biomechanical friction units/ Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin, M.O. Kuzin// Archives of Materials Science and Engineering. – 2018. – V. 92, I. 2. – P. 49-52. (*Наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Google Scholar, Index Copernicus*)

9. The use of mathematical and computer modeling in solving the problems of rail transport expert examination/ N. Kuzin, T. Meshcheryakova, O. Kuzin [and others]// Journal of Applied Mathematics and Computational Mechanics. – 2016. - № 15 (4). – P. 93-98. (*Наукометричні бази Web of Science, Index Copernicus, Google Scholar, POL-index, PBN, BazTech, ICM-CEON, DOAJ, CrossRef, MatSciNet, zbMath*)

10. Kopylov V. Improving contact durability of polycrystalline systems by controlling the parameters of large-angle grain boundaries/ V. Kopylov, O. Kuzin, N. Kuzin// Eastern-European Journal of enterprise technologies. – 2019. - № 5/12 (101). – P. 14-22. (*наукометричні бази Scopus, CrossRef, Index Copernicus Journals Master List, Applied Science & Technology Source*)

11. Kuzin O. Continual description of polycrystalline systems taking into account their structure/ O. Kuzin, B. Lukiyanets, N. Kuzin// Технологический аудит и резервы производства. – 2019. - № 1/1 (45). – С. 25-30. (*наукометричні бази EBSCO, Directory of Open Access Journals (DOAJ), EconBiz, IDEAS, Index Copernicus*)

12. Кузін М.О. Використання нелокальних моделей пошкоджуваних середовищ для аналізу життєвого циклу високонавантажених конструкцій/

М.О. Кузін, Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін// Вісник ОНДІСЕ. – 2019. – № 5. – С. 67-70.

13. Determination of the optimal parameters of functional gradient materials using mathematical modeling approaches/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2019. – V. 92, Issue 1-2. – P. 13-18. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

14. Analysis of friction interaction and optimization of detail surface hardening technologies using non-local mathematical models/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 100, Issue 1. – P. 21-25. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

15. The use of computational contact mechanics approaches to assess the performance of parts bearing stress concentrators/ B.A. Lyashenko, Z.A. Stotsko, O.A. Kuzin [and others]// Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – V. 103, Issue 1. – P. 25-32. *(наукометричні бази Scopus, Directory of Open Access Journals, Index Copernicus, Google Scholar)*

16. Кузін О.А. Вплив технологічної спадковості на параметри надійності виробів / О.А. Кузін, Я.М. Кусий, В.Г. Топільницький // Технологічний аудит та резерви виробництва. – 2015. – №1/1 (21). – С. 15-21. *(Наукометричні бази РИНЦ, Ulrich's Periodicals Directory, Index Copernicus, DRIVER)*

17. Кусий Я.М. Вплив технологічного маршруту оброблення на формування міжзеренної пошкодженості / Я.М. Кусий, О.А. Кузін, М.О. Кузін // Східно-Європейський журнал передових технологій. – 2016. – № 1/5 (79). – С. 39-47 *(Наукометричні бази Scopus, РИНЦ, Ulrich's Periodicals Directory, Index Copernicus)*.

18. Kuzin O. Analysis of technological damageability of castings manufactured in sand molds / O. Kuzin, J. Kusyi, N. Kuzin // Технологічний аудит та резерви виробництва. – 2017. – № 3 (35). – С. 17-23. (*Наукометричні бази Index Copernicus, Drive, Base, Ulrich's, Periodicals Directory, РИИЦ*)

19. Nazarovets O.B. Features of structure changing of copper wires in terms of the complex action of current and high temperatures/ O.B. Nazarovets, V.L. Gudym, O.A. Kuzin // Science and Education a New Dimension. Natural and Technical Science, III (b). – 2015. – Issue 54. – P. 47-52. (*Наукометричні бази Index Copernicus, Google Scholar, Directory of Research Journal Indexing, Ulrich's Web Global Serials Directory*)

20. Кузін О.А. Роль технологічних режимів у формуванні пошкодженості контактних пластин електровозів, отриманих методом порошкової металургії / О.С. Мінеєв, М.О. Кузін // Залізничний транспорт України. – 2015. – № 6. – С. 33-40. (*Наукометрична база РИИЦ*)

21. Фетисова М.М. Влияние состояния межфазных и межзеренных границ на склонность улучшаемых сталей к хрупкому разрушению/ М.М. Фетисова, О.А. Кузин, Т.П. Коврова // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1987. – № 19. – С.68-72.

22. Фетисова М.М. Влияние микролегирования бором и РЗМ на межзеренное разрушение улучшаемых сталей / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, Т.П. Коврова // Капиллярные и адгезионные свойства расплавов. – Киев: Наукова думка, 1987 – С.110-114.

23. Фетисова М.М. Особенности химического и фазового состава приграничных зон зерен и зернограничное разрушение улучшаемых сталей / О.А. Кузин, М.М. Фетисова, Н.Н. Рачковская, Т.П. Коврова // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1992. – №27. – С.64-69.

24. Кузін О.А. Оцінка структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу і його вплив на інтеркристалітне руйнування литих сталей / О.А. Кузін та ін. // В зб.: Науковий вісник. Проблеми

деревообробки на рубежі ХХІ століття. – Вип. 9.5. – Львів: Прест. Інформ. – 1999. – С.249-252.

25. Kopylov V. Improving the energy efficiency of operation of the structures of the rolling stock by means of surface engineering/ V. Kopylov, O. Kuzin, N. Kuzin// MATEC Web of Conferences. 2nd International Scientific and Practical Conference “Energy-Optimal Technologies, Logistic and Safety on Transport” (EOT-2019). – 2019 – V. 294. (<https://doi.org/10.1051/matecconf/201929401008>) (*Наукометрична база Web of Science*)

26. Кузін О.А. Вплив мікроструктури матеріалу костилів на їх руйнування / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін //Залізничний транспорт України. – 2006. – №6. – С. 89-91. (*Наукометрична база РИНЦ*)

27. Фетисова М.М. Влияние раскисления и термической обработки на хладностойкость литой стали / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, В.И. Кушпир, [и др.] // Вестник Львовского политехн. ин-та. Технология машиностроения и динамическая прочность машин. – № 190. – Львов: Вища школа. 1985. – С.87-89.

28. Фетисова М.М. Выбор оптимального химического состава улучшаемых борсодержащих сталей для холодной высадки / М.М. Фетисова, О.А. Кузин, В.И. Кушпир // Вестник Львовского политехн. ин-та. Оптимизация производственных процессов и технический контроль в машиностроении и приборостроении. – №228. – Львов: Вища школа. 1988. – С.69-71.

29. Якубович Т.І. Вплив термічної обробки на зносостійкість валкової сталі/ Т.І. Якубович, О.А. Кузін, А.В. Страз // Вісник Львівського політехн. ін-ту. Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №246. – Львів: Світ 1990. – С.79-81.

30. Кузін О.А. Оптимізація технології виплавки сталі електрошлакового переплаву для підвищення експлуатаційних властивостей литого шарошкового бурового інструменту / О.А. Кузін, Ю.О. Бистров,

Н.М. Рачковська [та ін.]// Вісник Львівського політехн. ін-ту. Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №255. – Львів: Світ 1991. – С.25-27.

31. Кузін О.А. Вплив пластичної деформації на властивості литого інструменту електрошлакового переплаву / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, Т.М. Мещерякова // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №281. – Львів: Львівська політехніка, 1994. – С.30-32.

32. Мещерякова Т.М. Вплив внутрішніх поверхонь розділу на схильність до водневого окрихчення жароміцних сталей / Т.М. Мещерякова, О.А. Кузін, Р.А. Яцюк // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №303. – Львів: Львівська політехніка, 1996. – С. 88-92.

33. Кузін О. Вплив термічної обробки на зношувальну стійкість сталі 38ХС /О. Кузін, С. Беспалов // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №321. – Львів: Львівська політехніка, 1998 – С. 49-51.

34. Кузін О. Використання іонно-плазмового травлення для аналізу структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу / О. Кузін, Т. Мещерякова, С. Беспалов // Вісник Державного університету «Львівська політехніка» Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – №359. – Львів: Львівська політехніка. 1999 – С.73-76.

35. Кузін О.А. Структура і процеси зношування покращених сталей 40Х і 40ХНМ/ О.А. Кузін, С.А. Беспалов, П.Ю.Волосевич [та ін.]// Вісник НУ «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний

контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2001. – № 422. – С. 104-113.

36. Кузін О.А. Металознавчі аспекти руйнування кисневих балонів під час експлуатації / О.А. Кузін, Р.А. Яцюк, Т.М. Мещерякова [та ін.]// Вісник НУ «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні і приладобудуванні. – 2004. – № 515. – С. 122-128.

37. Кузін О.А. Роль структури в процесах зношування ферито-перлітних сталей / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Вісник ДНУЗТу – 2011. – № 37. – С.224-229.

38. Кузін О.А. Вибір параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі з використанням підходів механіки / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Українська академія друкарства. Поліграфія та видавнича справа. Науково-технічний збірник. – 2012. – № 2 (58). – С. 124-131.

39. Кузін О.А. Структура і міжзеренна пошкоджуваність сталей/ О.А. Кузін, М.О. Кузін // Українська академія друкарства. Наукові записки. Науково-технічний збірник. – 2013. – № 4 (45). – С. 99-117.

40. Кузін О.А. Будова приграничних зон зерен і міжзеренне руйнування сталей / О.А. Кузін, М.О. Кузін// Вісник Національного університету «Львівська політехніка». Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. – 2013. – № 760. – С. 94-100.

41. Кузін М.О. Вплив мікроструктури на стійкість проти спрацювання нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання/ М.О. Кузін, О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова // Наукові записки. Українська академія друкарства. Науково-технічний збірник. – 2006. – №2 (10). – С. 85-97.

Авторські свідоцтва і патенти

42. А.с. 1560609 СССР. Сталь / М.М. Фетисова, Э.И. Плешаков О.А. Кузин и др. – Заявл. 19.01.1987. – Опубл. 30.04.1990. Бюл. № 18.

43. А.с. 1693087 СССР. Способ термической обработки сталей / О.А. Кузин, Т.И. Якубович, М.М. Фетисова – Заявл. 6.10.1989. – Оpubл. 23.11.1991. Бюл. № 43.

44. Патент України №3085. Сталь. МК С22 С38/32/ Н.М. Рачковська, О.А. Кузін. – Заявл. 08.07.1991. – Оpubл. 26.12.1994. Бюл. № 5-1.

45. Патент України №3086. Сталь. МК С22 С38/12/ О.А. Кузін, Н.М. Рачковська. – Заявл. 07.08.1991. – Оpubл. 26.12.1994. Бюл. № 5-1.

46. Патент Российской Федерации №2016126 МК С22 С38/32/ Н.М. Рачковская, О.А. Кузин. – Заявл. 08.07.1991. – Оpubл. 15.07.1994. Бюл. № 13.

47. Патент Российской Федерации №2016124 МК С22 С38/12/ О.А. Кузин, Н.М. Рачковская. – Заявл. 08.07.1991. – Оpubл. 15.07.1994. Бюл. № 13.

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

48. Кузін О.А. Використання інваріантного моделювання для підвищення експлуатаційної надійності конструкційних сталей / О.А. Кузін // Нові конструкційні сталі і сплави та методи їх обробки для підвищення надійності і довговічності виробів / Тези доп. VI Міжнар. наук.-техн. конф. – Запоріжжя, 1995. – С.20.

49. Принципи вибору різноякісних характеристик внутрішніх поверхонь розділу з метою підвищення властивостей конструкційних сталей / О.А. Кузін та ін. // Конструкційні та функціональні матеріали: Тез. доп. II Міжнар. конф. – Львів, 1997. – С.123.

50. Кузін О.А. Роль структури в процесах зношування нероз'ємних з'єднань рейок після термітного зварювання / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 68-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2008. – С. 109.

51. Кузін О.А. Вплив відпускної крихкості на процеси зношування конструкційних сталей / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова// Тези 69-ї

Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2009. – С. 256.

52. Кузін О.А. Оптимізація структурно-енергетичного стану внутрішніх поверхонь розділу з використанням інваріантних моделей / О.А. Кузін // Наукові праці міжнародної наукової конференції «Іван Федченко-Чопівський вчений і патріот». – Львів, 2009. – С. 61.

53. Кузін О.А. Оптимізація мікроструктури для усунення інтеркристалітного руйнування покращувальних сталей / О.А. Кузін // Тези 70-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2010. – С. 283-284.

54. Кузін О.А. Шляхи підвищення експлуатаційних характеристик контактних пластин струмоприймачів електровозів / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, О.С. Мінеєв, М.О. Кузін // Тези 71-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2011. – С. 361-363.

55. Кузін О.А. Використання підходів механіки для оптимізації параметрів технологічної обробки маловуглецевої сталі / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 72-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2012. – С. 262-264.

56. Кузін О.А. Міжзеренне руйнування економнолегованих сталей після покращення / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін // Тези 73-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2013. – С. 260-261.

57. Кузін О.А. Оптимізація параметрів технологічної обробки контактних пластин струмознімачів електровозів з використанням підходів механіки / О.А. Кузін, Т.М. Мещерякова, М.О. Кузін [та ін.]// Тези 73-ї Міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». – Дніпропетровськ, 2013. – С. 262-263.

58. Кузін О. Вплив умов отримання, виливків на формування технологічних пошкоджень / Олег Кузін, Ярослав Кусий, Володимир Топільницький // Тези доповідей 12 міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків. Львів, 28-29 травня, 2015. – С. 115-116.

59. Кусий Я.М. Роль технологічних пошкоджень у формуванні поверхневих концентраторів напружень литих заготовок / Я.М. Кусий, О.А. Кузін, В.Т. Топільницький // Збірник праць V-ої Всеукраїнської наукової технологічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні», 8-12 лютого 2016 р. – С. 57-60.

60. Кусий Я.М. Оцінка технологічної пошкоджуваності виливків за параметрами розсіювання характеристик твердості / Я.М. Кусий, О.А. Кузін // Збірник наукових праць VI-ої Міжнародної науково-технічної конференції «Прогресивні технології в машинобудуванні». – Львів, 2017. – С. 62-65.

61. Кусий Я. Оцінка пошкоджуваності заготовок після лиття в піщані форми / Я. Кусий, О. Кузін, В. Топільницький // Матеріали 13-го Міжнародного симпозіуму українських інженерів-механіків у Львові. – Львів, 2017. – С. 160 – 161.

62. Кусий Я.М. Роль розміщення елементів конструкцій у формуванні технологічних пошкоджень виливка/ Я.М. Кусий, О.А. Кузін// Збірник наукових праць 8 Міжнародної науково-технічної конференції «Прогресивні технології у машинобудуванні». – Івано-Франківськ – Яремче, 2019. – С. 152-154.

63. Копылов В.И. Структура границ зерен и износостойкость материалов после плазменной обработки/ Копылов В.И., Кузин О.А., Кузин Н.О., Люшенко Е.О.// Матеріали X Міжнародної науково-практичної конференції «Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем». – Чернігів, 2020. – С. 63-66.

64. Kopylov V.I. Using the capabilities of open CAE-systems for optimizing surface engineering technologies/ Kopylov V.I., Kuzin O.A.,

Kuzin N.O.// VI Міжнародна науково-технічна конференція «Актуальні проблеми інженерної механіки та технології машинобудування». м. Миколаїв. – 2020. – С. 63-65.

65. Копилов В.І. Особливості мікроструктури і утворення дефектів в рейкових з'єднаннях при термітному зварюванні / Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О., Єрко О.О., Люшенко Є.О. // Матеріали VI-ої Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні технології промислового комплексу – 2020», випуск 6. – Херсон: ХНТУ, 2020. – С. 38-39.

66. Копилов В.І. Використання моделей і методів управління границями зерен для підвищення експлуатаційних властивостей покращувальних сталей/ Копилов В.І., Кузін О.А., Кузін М.О. // Матеріали Міжнародної наукової конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 10». – Київ: Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», 2020. – С. 238-241.

Публікації, які додатково відображають наукові результати дисертації:

67. Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – Львів: Афіша. – 2002. – 300 с. *(Рекомендований Міністерством освіти і науки України як підручник для вищих навчальних закладів; лист № 14/18.2-672 від 17.05.2001 р.)*

68. Кузін О.А. Металознавство та термічна обробка металів. Підручник/ О.А. Кузін, Р.А. Яцюк. – К.: Основа, 2005. – 324 с.